

Design and Evaluation of Mechanical Properties of Aluminum Matrix Composites Reinforced with Continuous Carbon Fibers Using Melting and Casting Process

Ali Alizadeh ^{a*}, Seyed Ehsan Nasiri ^a, Mohsen Heydari Beni ^a

^a Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

Original Article

Use your device to scan and read the article online



Citation: Alizadeh A, Nasiri S E, Heydari Beni M. Design and Evaluation of Mechanical Properties of Aluminum Matrix Composites Reinforced with Continuous Carbon Fibers Using Melting and Casting Process. *Mechanics of Advanced and Smart Materials*. 2024;3(4):466-490.

 <https://10.61186/masm.3.4.466>

KEYWORDS

Carbon fibers,
Aluminum 356A alloy,
Electroless Nickel-Phosphorus coating,
Continuous Fiber-Reinforced aluminum Matrix Composite,
Squeeze Casting.

ABSTRACT

In this study, an aluminum matrix composite with continuous carbon fibers was developed using A356 aluminum alloy and PAN-based carbon fibers. Additionally, for the first time, a composite with aluminum matrix and flat carbon was produced and its tensile and flexural properties were investigated. Initially, the carbon fibers were coated with a layer of nickel using the electroless method, and the influence of nickel coating thickness on the surface condition and tensile strength of the fibers was examined. Subsequently, composite specimens with a volume fraction of 30%, coated with flat carbon fibers by nickel, and uncoated carbon fibers were fabricated using the squeeze casting method under a pressure of 30 MPa. The microstructure, tensile strength, and flexural strength of the composites were then studied. The results from the tensile tests of the composites produced with nickel-coated flat carbon fibers and uncoated carbon fibers indicate that the nickel coating significantly affects the tensile strength of the composite, leading to an approximately threefold increase in tensile strength. Furthermore, the composites fabricated with flat carbon fibers coated with nickel exhibited the highest strength, reaching 463 MPa under a pressure of 30 MPa for specimens with a 30% volume fraction, demonstrating the superior performance of flat carbon in enhancing the mechanical properties of the composite.

Extended Abstract

1. Introduction

Metal base composites in which the matrix is made of a pure metal or an alloy have desirable properties such as high specific strength, exceptional dimensional stability, high creep resistance and high fatigue resistance. Metal base composites can be produced through different ways such as solid state, liquid state and semi-solid state processes [1-3]. Casting is considered as a liquid process where the reinforcement is placed into the molten metal by different methods and then mixing and casting of the composite is done [4]. The most important processing in the liquid method is creating a link between the matrix and the reinforcement (if there are suitable wettability characteristics), producing complex parts, high speed manufacturing procedure and economic benefits [5]. One of the most common metal-based composites is aluminum-based composites and its alloys. The reason for using aluminum alloys is low density, relatively low melting temperature, high strength-to-

* Corresponding author. Tel.: +989125184189

E-mail address: a_alizadeh@mut.ac.ir

DOI: <https://10.61186/masm.3.4.466>

Received: November 27, 2023; Received in revised form: December 11, 2023; Accepted: December 13, 2023.

© Author



weight ratio and good ductility and resistance to corrosion [8]. Common reinforcements include carbides, nitrides, oxides and some pure materials such as graphite [9]. According to the study sources, in this research, in order to increase wettability of the carbon fibers by aluminum melt, electroless nickel-phosphorus coating method on fibers and squeeze casting method were chosen to make composite samples.

2. Problem definition

The wettability of carbon fibers by aluminum melt and the interface reactions between fibers and melt are the main problems in the production of this type of composites. In this research, aluminum base composites reinforced with carbon fiber preforms (which are coated with nickel-phosphorus electroless to prevent harmful reactions in the interface) were prepared using the squeeze casting method and properties such as tensile strength, bending strength, hardness and porosity have been studied in comparison with aluminum alloy A356. In the following, the materials and equipment needed to make the sample and the steps of the research are presented.

2.1. Materials

The alloy used in this research is aluminum alloy 356A. The desired alloy was prepared in the form of 6-7 kg ingots with the name NOVIN and the NGA logo from the manufacturing and industrial company of non-ferrous alloys of Novin Godaz Amin. These ingots have been subjected to spectrometer or in some cases of Atomic Absorption, and degassing and impurity operations have been carried out in the process of production. The carbon flat used in this research is of T300 type with three layers and one half layer arranged perpendicularly to the three layers of fibers with interwoven texture. Plain weave carbon fiber (T300), produced by the Institute of Coal Chemistry in the Chinese Academy of Sciences, was used as the composite reinforcement. The physical and mechanical properties of this fiber provided by the manufacturer are shown in Table 1.

Table 1. Properties of carbon fibers.

Type	T300
Tensile strength (GPa)	3.5
Elastic Modulus (GPa)	220
Elongation (%)	1.5
Density (gr/cm ³)	1.76 – 1.79
Number of fibers per bundle	3000
Diameter (μm)	7-8
Sizing Amount (%)	1.2
Weight per unit length (gr/m)	0.56
Fiber bundle thickness (mm)	0.5

2.2. Equipment for coating operations

PH meter paper; Thermometer; Oven; Beaker; Volumetric balloon; Heater and magnetic stirrer.

2.3. Equipment for producing composites

KIA Electronic digital scale model BL2 was used to weigh the flat and carbon fibers as well as aluminum separated from ingots and materials for covering fibers and flat. This scale measures up to four decimal places. Two resistance furnaces were used to melt the alloy and carry out composite operations. These furnaces are cylindrical and their maximum temperature capability is 1100 degrees Celsius. In this research, aluminum composite materials reinforced with long and flat carbon fibers were made with the compositions specified in Table 2.

Table 2. Composition of manufactured samples.

Sample	Composition
1	Aluminum alloy A356 without reinforcement by gravity casting method.
2	Aluminum alloy A356 without reinforcement by squeeze casting method with a pressure of 30 MPa.
3	Aluminum alloy A356 with 30% by volume of long carbon fibers T-300 with phosphorus-nickel coating, by squeeze casting method with a pressure of 30 MPa.
4	Aluminum alloy A356 with 30% by volume of T-300 long carbon fibers without coating, by squeeze casting method with a pressure of 30 MPa.
5	Aluminum alloy A356 with 30% by volume of carbon felt with phosphor-nickel coating, by squeeze casting method with a pressure of 30 MPa.

3. Construction of experimental sample and research method

3.1. Composite manufacturing

According to previous researches, the heat treatment of fibers and flat has a significant effect on their wettability, and in addition, the use of fibers without heat treatment causes rapid freezing of the matrix melt on the surface of the fibers and prevents the melt penetration process in lower layers. Due to the extent of this project, a complete research was done on heat treatment temperature and to avoid parallel work with similar works, the optimal heat treatment temperature of fibers and carbon flat was chosen to be 673 K. After the end of the carbon fiber coating and heat treatment stage, the composite slurry was made and the samples were cast.

3.2. Microstructure study

In this research, the microstructure of the cast samples and the fracture sections of the samples were studied. For this purpose, an optical microscope and a scanning electron microscope (SEM) model XL30 VEGA-III manufactured by TESCAN company, equipped with an EDS spectrometer and a field emission electron gun of lanthanum hexaboride LaB₆, were used. In order to prepare the samples, the surface of the parts was first sanded with 100, 200, 400, 600, 800 and 1200 grits and polished with 3 and 1 micrometer alumina. Then the samples were etched in commercial solution of Keller for 20 to 40 seconds.

3.3. Mechanical properties

In order to check the mechanical properties of the cast samples, uniaxial tensile, three-point bending and Brinell hardness tests were used. Tensile test of flat samples was performed according to ASTM E8/E8M standard and at a speed of 1 mm/min, and three-point bending test was performed according to ASTM E90 standard. In the bending test, belt samples with a length of 50 mm and a square section with a side size of 5 mm were cut. The movement speed of the upper jaw was 2 mm/min and the length of the supports was 22 mm. Tensile and bending tests were done with Santam STM 150 machine, made in Iran.

4. Results and discussion

4.1. Results of light microscope images

Carbon fabric fibers in two coated and uncoated states were imaged by optical microscope. After imaging the fibers, it was observed that there is no significant difference in comparing the optical microscope images of coated and uncoated fibers. The only difference between these images was the rainbow state on the coated fibers, which was not observed in the image of the uncoated carbon fibers. It seems that the rainbow state was probably due to the existence of a metal coating on these fibers. This situation was also true for carbon flat fibers and no noticeable difference was observed in the light microscope images for coated and uncoated carbon flat.

4.2. Results of characterization of nickel-phosphorus coating

A scanning electron microscope equipped with an EDS analyzer was used to ensure the achievement of electroless phosphorus-nickel coating on carbon fibers and also to examine the element of electroless phosphorus-nickel coating. Figure 1 shows the scanning electron microscope images before and after coating. As it was predicted and based on the scanning microscope image, it is clear that the fiber surface is almost completely covered by nickel and phosphorus elements and the structure of the coating is in the form of islands, which is one of the properties of the electroless nickel-phosphorus process. The island structure in this coating increases the mechanical engagement in the interface between the carbon fibers and the base alloy and, as a result, increases the mechanical properties. Also, the uniformity of the coating and covering the entire surface of the fibers reduces the formation of the Al₄C₃ phase.

4.3. Results of thermal treatment of phosphorus-nickel coating

Figure 2 shows the carbon fiber coated by EN without heat treatment and heat treated at 400 degrees Celsius, in this form, the continuous deposit of nickel-phosphorus on the carbon fiber can be seen. Thermal processing of EN (electroless nickel) coatings can cause significant changes in its properties and structure. It is well known that heating the EN deposit to a temperature between 300 and 400 degrees Celsius and keeping it at that temperature for one hour increases the hardness of the coating, which is caused by the formation of nickel phosphide. One of the most important reasons for the heat treatment of these coatings (EN) is to increase the adhesion of these coatings to the sub-base and increase its stability.

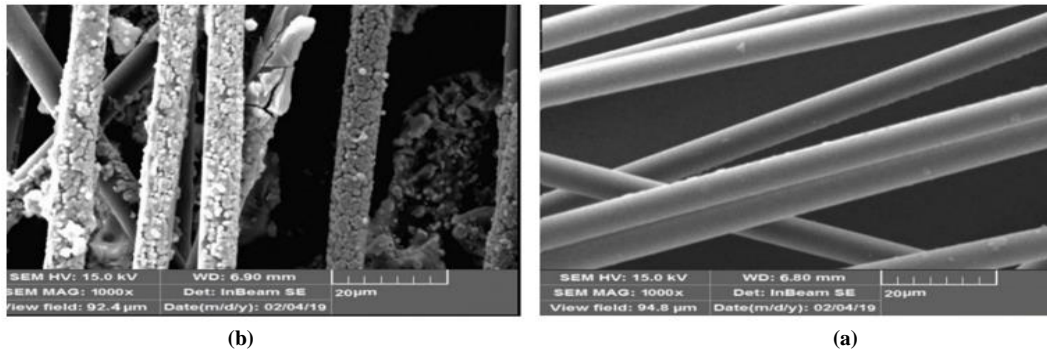


Figure 1. Scanning electron microscope (SEM) images of carbon fibers (a) before coating and (b) after coating.

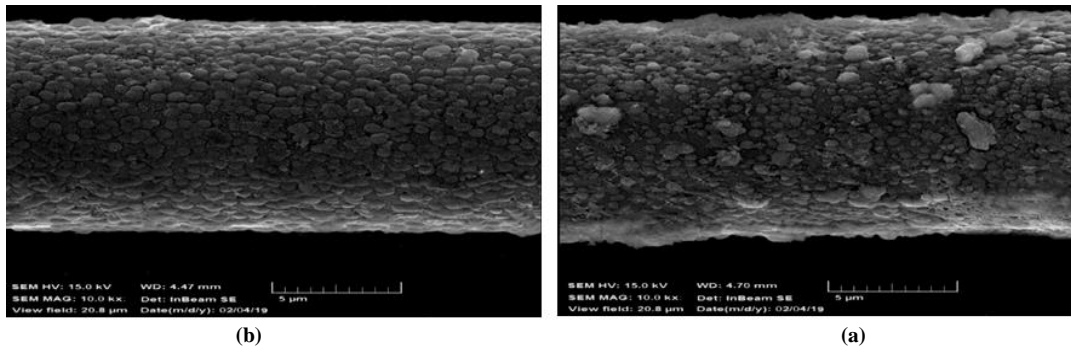


Figure 2. Scanning electron image of crane fibers covered by EN: a) No heat treatment. b) thermal operations at a temperature of 400 degrees.

4.4. Results of images of control and composite samples

Figure 3 shows a sample made using uncoated and nickel-coated carbon fibers. As it is clear in Figure 13 a, in the composite sample with uncoated fibers, the action of the molten metal and the penetration of the melt into the fiber bundles did not take place, and the aluminum melt was only introduced into the empty space between the fiber bundles. And it has not penetrated into the fibers. The non-entry of the melt into the bundles of uncoated carbon fibers can be attributed to the insufficient contact time between the fibers and the melt.

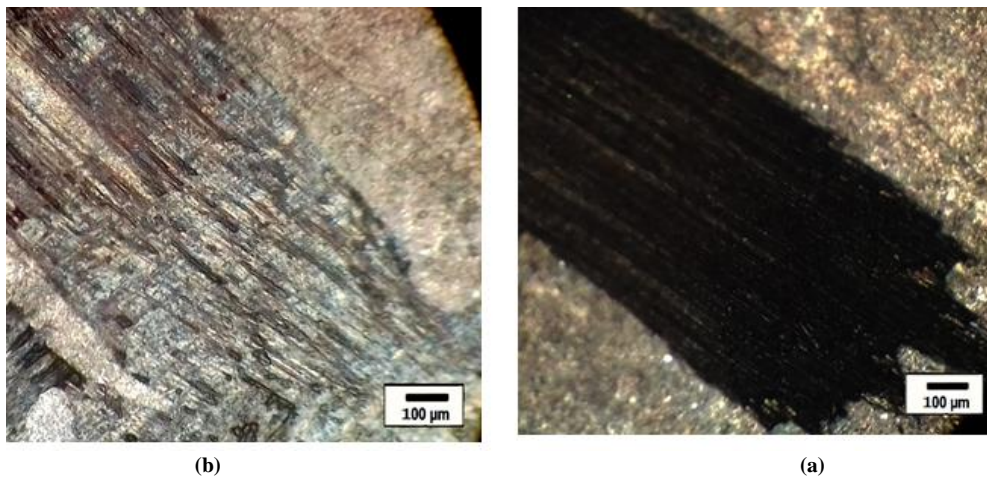


Figure 3. Composite sample with carbon fibers a) without coating. b) with electroless coating.

4.5. Porosity and density results

Table 3 shows the density value measured for composite and non-composite samples that were cast under pressure and without pressure. As it is known, by applying pressure on the melt in the process of squeeze casting, the density increases. Applying pressure will improve the feeding of the remaining melt to the freezing parts of the sample. Also, applying pressure causes an increase in the dissolution of gases in the melt. That is, the gases that could turn into gaseous defects during cooling and reducing the gas dissolution limit in the melt remain in the melt with the application of pressure and no longer have a destructive effect. Applying pressure also affects the germination of holes and removes or shrinks the holes.

Table 3. Measured density for composite and non-composite samples.

A356-As cast	Theoretical density	Actual density	Relative density percentage	Porosity percentage
A356-squeeze cast	2.68	2.62	97.76	2.23
A356-30% vol felt-Ni _p coated squeeze cast	2.68	2.66	99.25	0.74
A356-30% vol C _{fr} -Ni _p coated squeeze cast	2.60	2.57	98.85	1.15
A356-30% vol C _{fr} squeeze cast	2.60	2.55	98.07	1.92
A356-As cast	2.49	2.33	93.57	6.43

4.6. Tensile strength of aluminum control samples

Table 4 shows the results of the tensile test of two aluminum control samples at a pressure of 30 MPa using gravity casting and squeeze casting methods.

Table 4. The results related to tensile test of aluminum control samples.

Specimen state	Applied pressure (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)
As cast	-	153
Squeeze cast	30	204

4.7. Mechanical properties of composite samples

4.7.1. Hardness results

Table 5 shows the hardness of cast samples. In the following, the effect of squeeze casting and the effect of carbon fibers on the hardness of the samples will be discussed. The squeeze casting sample has more hardness than the same non-squeeze casting sample. As mentioned before, the use of pressure in the squeeze casting process reduces defects and improves the structure of the composite part. Therefore, squeeze castings are expected to be harder.

Table 5. Hardness of cast samples.

Number	Sample	Hardness (BHN)
1	A356-As cast	59
2	A356-squees cast	81
3	A356-30% vol C _{fr} -Ni _p coated squeeze cast	98
4	A356-30% vol C _{fr} squeeze cast	57
5	A356-30% vol felt-Ni _p coated squeeze cast	107

4.7.2. Tensile strength

Table 6 shows the final tensile strength of different samples according to the type of reinforcement and the presence or absence of coating on the reinforcement. As specified in this table, the ultimate tensile strength of A356 aluminum alloy in gravity casting is 153 MPa. The low tensile strength of A356 aluminum alloy in gravity casting can be attributed to the presence of pits and holes in its structure.

Table 6. Examining the tensile strength of the samples in different states.

Number	Sample	Hardness (BHN)
1	A356-As cast	153
2	A356-squees cast	204
3	A356-30% vol Clf -Ni _p coated squeeze cast	372
4	A356-30% vol Clf squeeze cast	151
5	A356-30% vol felt-Ni _p coated squeeze cast	463

4.7.3. Bending strength

Table 7 shows the results of the bending test. As can be seen, the bending strength has increased despite the pressure and coating of the fibers. The reasons for the increase in flexural strength correspond to the reasons mentioned for the increase in final strength of all samples, because the flexural strength is the result of the tensile stress created on the lower surface and the compressive stress created on the upper surface of the sample by the applied force.

Table 7. Bending strength of cast samples.

Number	Sample	Hardness (BHN)
1	A356-As cast	197
2	A356-squees cast	245
3	A356-30% vol Clf -Ni _p coated squeeze cast	473
4	A356-30% vol Clf squeeze cast	185
5	A356-30% vol felt-Ni _p coated squeeze cast	537

4.8. Results of tensile test failure

By examining the SEM images, two mechanisms of fiber cutting and fiber pulling out from the background can be seen on the failure surfaces. The better the impregnation of the fibers by the field, the stronger the bond between the fibers and the field, and the force applied to the composite is transferred to the fibers and more strength is obtained. In other words, the dominant mechanism in high strength composite failure is fiber cutting.

5. Conclusion

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

- 1) Using the electroless method, nickel metal can be uniformly coated on the carbon fiber surface.
- 2) In the case of carbon fiber coating with nickel, during deposition from the solution, initially nickel metal is deposited on the places of the fiber surface that have a higher surface energy, up to a thickness of about 0.2 μm . And then, with the continuation of deposition, the nickel metal spreads over the entire fiber surface.
- 3) According to the above result, the minimum thickness of the coating to obtain a uniform coating on the fibers is about 0.2 μm .
- 4) Nickel coating causes a decrease in the tensile strength of carbon fibers.
- 5) Aluminum composites with continuous carbon fibers can be produced by using squeeze casting method.
- 6) Nickel coating has a great effect on the tensile strength of aluminum-based composites with continuous carbon fiber, so that the composite samples made using carbon fiber coated with nickel have a tensile strength of about 2 to 3 They are equal to the tensile strength of the samples made by uncoated carbon fibers.
- 7) In the case of composite samples that are made in 30% volume fraction using carbon fiber covered by nickel, the highest strength is related to the sample with carbon felt reinforcement with tensile strength of 463 MPa. .
- 8) Using coated carbon fibers along with applying pressure during freezing improved the mechanical properties of the parts, including the hardness by about two times and the final strength by more than two times compared to the non-composite sample frozen without applying pressure.



ساخت و بررسی خواص مکانیکی مواد مرکب زمینه آلومینیومی تقویت شده با الیاف پیوسته کربن به روش ذوب و ریخته‌گری

علی علیزاده الف*، سیداحسان نصیری ب، محسن حیدری بنی ج

الف دانشیار، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران. a_alizadeh@mut.ac.ir

ب کارشناسی ارشد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران. nasiri@yahoo.com

ج دانشجوی دکتری، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران. mohsenheydari1371@gmail.com

چکیده	واژگان کلیدی
<p>در این تحقیق کامپوزیت زمینه آلومینیومی با الیاف پیوسته کربن با استفاده از آلیاژ A356 آلومینیوم و الیاف کربن بر پایه PAN و همین‌طور برای اولین بار کامپوزیت زمینه آلومینیومی با فلت کربنی تولید و خواص کششی و خمشی آن مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور ابتدا الیاف کربن، با استفاده از روش الکتروسل، به وسیله لایه‌ای از فلز نیکل پوشش‌دهی گردیده و سپس تأثیر ضخامت پوشش نیکل بر وضعیت سطحی و همچنین استحکام کششی الیاف، مورد بررسی قرار گرفت. در مرحله بعد نمونه‌های کامپوزیتی در کسر حجمی ۳۰٪، به وسیله فلت و الیاف کربن پوشش داده شده به وسیله نیکل و همچنین الیاف کربن بدون پوشش، با استفاده از روش ریخته‌گری کوبشی در فشار ۳۰ MPa تولید گردیده و سپس ریزساختار و استحکام کششی و خمشی آن‌ها مورد بررسی قرار گرفت. از سوی دیگر نتایج حاصل از آزمون کشش نمونه‌های کامپوزیتی ساخته شده به وسیله فلت و الیاف کربن پوشش داده شده به وسیله نیکل و الیاف کربن بدون پوشش، حاکی از آن است که پوشش نیکل دارای تأثیر بسزایی بر استحکام کششی کامپوزیت بوده و باعث افزایش استحکام کششی تا حدود سه برابر گردیده است. در مورد نمونه‌های کامپوزیتی که در کسر حجمی ۳۰٪، به وسیله فلت و الیاف کربن پوشش داده شده به وسیله نیکل ساخته شده‌اند، بالاترین استحکام، در فشار ۳۰ MPa به میزان ۴۶۳ MPa به دست آمد که مربوط به فلت کربنی است.</p>	<p>الیاف کربن، آلومینیوم A356، پوشش الکتروسل نیکل فسفر، کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با الیاف پیوسته، ریخته‌گری کوبشی.</p> <p>تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۰۹/۰۶</p> <p>تاریخ بازنگری: ۱۴۰۲/۰۹/۲۰</p> <p>تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۰۹/۲۲</p>

۱- مقدمه

در دو دهه‌ی گذشته تحقیقات بسیار زیاد و قابل توجهی با موضوع کامپوزیت‌های زمینه فلزی انجام شده است. مواد متداول به سختی می‌توانند پاسخگوی مجموعه خواص موردنیاز برای همه کاربردها، به خصوص کاربردهای خاص باشند. مواد مرکب یا کامپوزیت‌ها، به دلیل دارا بودن خواص مطلوبی همانند استحکام ویژه، سختی، صلبیت و در نتیجه مقاومت به سایش بالا، قادر به برآورده کردن بسیاری از این نیازها می‌باشند. از این رو امروزه نیاز روز افزون بشر در استفاده از مواد مرکب برای دستیابی به خواص مطلوب و موردنظر پر رنگ است.

کامپوزیت‌های زمینه فلزی که در آن‌ها، زمینه از یک فلز خالص و یا یک آلیاژ تشکیل شده است دارای خواص مطلوبی مانند استحکام ویژه بالا، پایداری ابعادی استثنایی، مقاومت به خزش بالا و مقاومت بالا به خستگی می‌باشند. کامپوزیت‌های زمینه فلزی را می‌توان از طریق فرایندهای متفاوت حالت جامد، حالت مایع و حالت نیمه جامد تولید نمود.

[۳-۱] ریخته‌گری از نوع فرایند مایع به حساب می‌آید که تقویت‌کننده با روش‌های مختلف به داخل زمینه فلز مذاب وارد شده و سپس مخلوط کردن و ریخته‌گری کامپوزیت انجام می‌شود [۴]. مهم‌ترین مزایای فراوری به روش حالت مایع، امکان ایجاد پیوند بین زمینه و تقویت‌کننده (در صورت وجود خاصیت تر شونده‌گی مناسب)، تولید قطعات پیچیده و نزدیک به شکل نهایی، سرعت تولید و صرفه اقتصادی بالا است [۵]. در کامپوزیت‌های زمینه فلزی، گستره‌ی وسیعی از فلزات و آلیاژها مانند آلومینوم، آلومینیوم، تیتانیوم، منیزیم، مس و نیکل مورد استفاده قرار می‌گیرند. کامپوزیت‌های زمینه فلزی مزایای فراوانی نسبت به فلزات ریخته‌گی داشته که بخشی از این برتری‌ها شامل مدول الاستیسیته بالاتر، استحکام بیشتر، خواص مهندسی بهتر در درجه حرارت‌های بالا، ضرایب انبساط حرارتی کمتر و مقاومت به ساییش بیشتر است [۶ و ۷]. در این میان یکی از متداول‌ترین کامپوزیت‌های زمینه فلزی، کامپوزیت‌های پایه آلومینیوم و آلایژهای آن است. علت استفاده از آلایژهای آلومینیوم، چگالی کم، دمای ذوب نسبتاً پایین، نسبت استحکام به وزن بالا و شکل‌پذیری خوب و مقاوم در برابر خوردگی است [۸]. تقویت‌کننده‌ی متداول شامل کاربیدها، نیتريد‌ها، اکسیدها و برخی مواد خالص مانند گرافیت هستند. پارامترهای اصلی در تعیین اثر بخشی تقویت‌کننده شکل، اندازه، توزیع و پیوند آن با زمینه در فصل مشترک است [۹]. تقویت‌کننده‌های الیافی پیوسته نسبت به تقویت‌کننده‌های ذره‌ای یا الیاف کوتاه، تأثیر بیشتری در بهبود خواص مکانیکی دارند [۱۰]. با این حال، چون فرایندهای تولید کامپوزیت با تقویت‌کننده‌ی الیافی مشکل است، تقویت‌کننده‌های ذره‌ای و الیاف کوتاه برای کاربردهایی که بارگذاری شدید و یا شرایط دمایی خاص وجود ندارد ترجیح داده می‌شوند. با اینکه کامپوزیت‌های زمینه فلزی مزایای زیادی مانند کاهش وزن و خواص ارتقا یافته دارند، هنوز هزینه فراوری به عنوان بزرگ‌ترین مانع برای توسعه بیشتر کاربرد آن‌ها به شمار می‌رود اما روش ذوب و ریخته‌گری به روش مناسب با هزینه کمتر برای دستیابی به کامپوزیت مناسب است که برای ساخت مرکب زمینه آلومینیومی تقویت شده با الیاف پیوسته کربن در پژوهش مورد استفاده قرار گرفته است. از پژوهش‌های انجام شده می‌توان به تأثیر دمای ذوب‌ریزی بر ریز ساختار و خواص مکانیکی آلیاژ $Al_{5.8}Zn_{2.4}Mg_{0.3}Mn_{0.002}Cr$ (Wt%) ریخته‌گری کوبشی [۱۱]، تأثیر افزایش فشار در فرایند ریخته‌گری کوبشی آلیاژ LM13 با بهبود انتقال حرارت از مذاب به قالب [۱۲]، تأثیر فرایند ریخته‌گری کوبشی بر ریز ساختار و خواص آلیاژ $Al_{20}Zn_{24}$ [۱۳]، تأثیر فرایند ریخته‌گری کوبشی بر آلیاژ LM13 [۱۴]، بررسی پتانسیل کنترل جهت‌گیری و میزان الیاف کربن بافته شده در کامپوزیت [۱۵]، تأثیر Mg در ترد شونده‌گی و به‌کارگیری یک میدان پالس مغناطیسی (PMF) به منظور ایجاد فشار مغناطیسی به مذاب Al [۱۶]، بررسی واکنش شیمیایی بین نیکل و فسفر در پوشش‌ها با کمک یک گرماسنج افتراقی (DSC, TA-Q20) با اتمسفر محافظ آرگون [۱۷]، تأثیر میزان فشار اعمالی در فرایند ریخته‌گری کوبشی بر روی استحکام کششی کامپوزیت زمینه آلیاژ $Al_{20}Zn_{24}$ تقویت شده با الیاف پیوسته کربن [۱۸]، تأثیر پوشش الکترولس^۱ نیکلی الیاف کربن بر سختی و مدول الاستیک کامپوزیتی زمینه آلیاژ عملیات حرارت پذیر Al6061 به روش ریخته‌گری هم‌زدنی [۱۹] و تأثیر پوشش الیاف کربنی و دمای پیش‌گرم پری‌فرم^۲ را بر سختی کامپوزیت زمینه A6061 تقویت شده با پیش شکل الیاف کوتاه و تولید شده با فرایند گریز از مرکز [۲۰] اشاره نمود. با توجه به منابع مطالعاتی، در این پژوهش به منظور افزایش تر شونده‌گی الیاف کربن به وسیله‌ی مذاب آلومینیوم، روش پوشش‌دهی الکترولس نیکل-فسفر بر روی الیاف و روش ریخته‌گری کوبشی برای ساخت نمونه‌های کامپوزیتی انتخاب شد.

۲- تعریف مسئله

تر شونده‌گی الیاف کربن توسط مذاب آلومینیوم و واکنش‌های فصل مشترک میان الیاف و مذاب، مشکل اصلی در تولید این نوع کامپوزیت‌ها است. نتایج تحقیقات نشان داد که در دمای بالا و برای زمان طولانی، فاز Al_4C_3 (که فازی ترد می‌باشد) تشکیل شده و باعث افت استحکام کامپوزیت می‌گردد. یک راه‌حل برای رفع این مشکل، استفاده از یک پوشش سرامیکی و یا فلزی بر روی الیاف است که نه تنها می‌تواند باعث بهبود تر شونده‌گی گردد، بلکه باعث جلوگیری از انجام واکنش بین الیاف و مذاب می‌شود. برای کنترل واکنش‌های فصل مشترکی در حین تولید این کامپوزیت‌ها، می‌بایست زمان تماس بین تقویت‌کننده

¹ Electroless Coating

² Preheating temperature of the preform

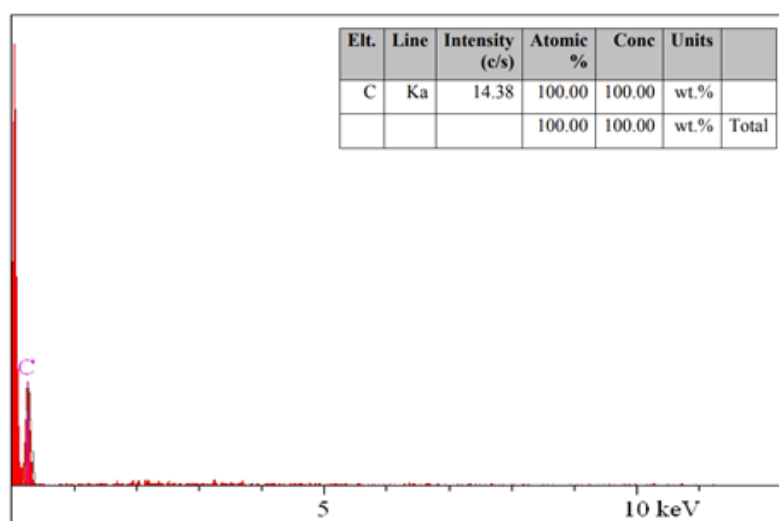
و فلز مذاب را در دمای بالا به حداقل رساند. در این پژوهش کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با پیش ساخته‌هایی از الیاف کربنی (که جهت جلوگیری از انجام واکنش‌های مضر در فصل مشترک، پوشش الکترولس نیکل-فسفر داده شده‌اند) با استفاده از روش ریخته‌گری کوبشی، تهیه شده و خواصی مانند استحکام کششی، استحکام خمشی، سختی و میزان تخلخل آن‌ها در مقایسه با آلومینیوم آلیاژی A356 مورد بررسی قرار گرفته‌اند. در ادامه مواد اولیه و تجهیزات مورد نیاز جهت ساخت نمونه و مراحل انجام پژوهش ارائه گردیده است.

۲-۱- مواد اولیه

آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق آلیاژ آلومینیوم A۳۵۶ است. آلیاژ موردنظر به صورت شمش‌های ۶-۷ کیلوگرمی با نام NOVIN و آرم NGA از شرکت تولیدی و صنعتی آلیاژهای غیر آهنی نوین گداز امین تهیه شد. این شمش‌ها توسط اسپکترومتر^۳ و یا در بعضی شرایط Atomic Absorption شده و عملیات گاززدایی و آخال‌زدایی در فرایند تولید محصولات صورت گرفته است. این آلیاژ در حالت عمومی و در دمای ۲۰ درجه سانتی‌گراد دارای چگالی $2.76 - 2.78 \text{ gr/cm}^3$ است و در شرایط ریخته‌گری در قالب‌های دائم فلزی دارای استحکام تسلیم ۸۰ MPa، استحکام کشش نهایی ۱۶۰ MPa، ۳٪ ازدیاد طول و مدول الاستیک کششی ۷۲/۴ GPa می‌گردد. در این آلیاژ، دمای مرز مایع ۶۱۵ درجه سانتی‌گراد و دمای مرز جامد ۵۵۵ درجه سانتی‌گراد است [۲۱]. آلیاژ A۳۵۶ به دلیل قابلیت ریخته‌گری بالا، قابلیت جوشکاری، استحکام بالا و مقاومت به خوردگی، به‌طور وسیعی برای ریخته‌گری قطعات استحکام بالا، خودرو، هواپیما و صنایع نظامی استفاده می‌شود.

جدول ۱ خصوصیات الیاف کربن مورد استفاده.

نام تجاری	T300
استحکام کششی (GPa)	۳/۵
مدول الاستیک (GPa)	۲۳۰
افزایش طول (%)	۱/۵
دانسیته (gr/cm^3)	۱/۷۶-۱/۷۹
تعداد الیاف هر دسته	۳۰۰۰
قطر (μm)	۷-۸
مقدار سایزینگ (٪)	۱/۲
وزن در واحد طول (gr/m)	۰/۵۶
ضخامت دسته الیاف (mm)	۰/۵



شکل ۱ آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی (EDS) الیاف کربن T300.

³ Spectrometer

فلت کربنی استفاده شده در این پژوهش از نوع T300 با چیدمان سه لایه و یک نیم لایه به صورت عمود بر صفحات سه لایه الیاف با بافت نمدی در هم تنیده، است. الیاف کربن (T300) با بافت ساده، تولید شده توسط موسسه Coal Chemistry در آکادمی علمی چین، به عنوان تقویت کننده کامپوزیت استفاده شد. هر دسته الیاف به طور تقریبی شامل ۳۰۰۰ رشته و ضخامت دسته الیاف بافته شده حدود ۰/۵ میلی متر است. هر رشته دارای قطر متوسط ۷-۸ میکرون، دانسیته $1/76 - 1/79 \text{ gr/cm}^3$ و استحکام کششی اسمی بالای ۳/۵ GPa است. خصوصیات فیزیکی و مکانیکی این الیاف که توسط تولیدکننده ارائه گردیده، در جدول ۱ نشان داده شده است. شکل ۱ آنالیز طیفسنجی توزیع انرژی این الیاف را نشان می دهد.

پودرهای مورد استفاده در تهیه نمونه عبارتند از:

- پودر کلرید نیکل با فرمول شیمیایی NiCl_2 مرک^۴ آلمان با خلوص ۹۹٪ به عنوان منبع یون فلز نیکل در حمام نهایی الکترولس.

- پودر هیپوفسفیت سدیم با فرمول شیمیایی NaPO_2H_2 مرک آلمان با خلوص ۹۸/۵٪ به عنوان عامل احیای یون فلزی (یون نیکل) در حمام نهایی الکترولس.

- پودر بوریک اسید یا بورا سیک اسید با فرمول شیمیایی H_3BO_3 مرک آلمان با خلوص ۹۹٪ برای ثابت نگه داشتن PH آبکاری و پایداری حمام الکترولس.

- پودر آمونیوم بی فلوراید با فرمول شیمیایی NH_4F مرک آلمان با خلوص ۹۸٪ به عنوان پایدارساز در حمام الکترولس.

- پودر کلرید قلع با فرمول شیمیایی SnCl_2 مرک آلمان با خلوص ۹۸٪ به عنوان ماده اصلی تشکیل دهنده محلول حساس سازی قبل از فعال سازی.

- پودر کلرید پالادیم با فرمول شیمیایی PdCl_2 مرک آلمان با خلوص ۹۸٪ به عنوان ماده اصلی تشکیل دهنده محلول فعال سازی قبل از حمام الکترولس.

محلول های مورد استفاده در تهیه نمونه عبارتند از:

- محلول کلریدریک اسید با فرمول شیمیایی HCl مرک آلمان با خلوص ۹۹٪ و با غلظت ۳۷٪ به منظور تنظیم PH و ساخت محلول حساس سازی و فعال سازی.

- محلول آمونیا فرمول شیمیایی NH_3 مرک آلمان با خلوص ۹۹٪ و غلظت ۲۵٪ برای تنظیم PH حمام الکترولس.

۲-۲- تجهیزات مربوط به عملیات پوشش دهی

- کاغذ PH سنج: برای اندازه گیری PH حمام الکترولس.

- دماسنج: برای اندازه گیری دمای حمام الکترولس.

- آون: برای خشک کردن الیاف و خروج مواد فرار الیاف قبل از عملیات پوشش دهی.

- بشر: بشر در حجم های مختلف به منظور انجام حساس سازی، فعال سازی و حمام الکترولس.

- بالن حجمی: برای ساخت محلول حساس سازی، فعال سازی و حمام الکترولس نهایی.

- هیتر و همزن مغناطیسی: به منظور هم زدن و گرم کردن محلول ها برای ساخت محلول حساس سازی، فعال سازی و حمام الکترولس.

⁴ Merck

۲-۳- تجهیزات موردنیاز برای ساخت کامپوزیت

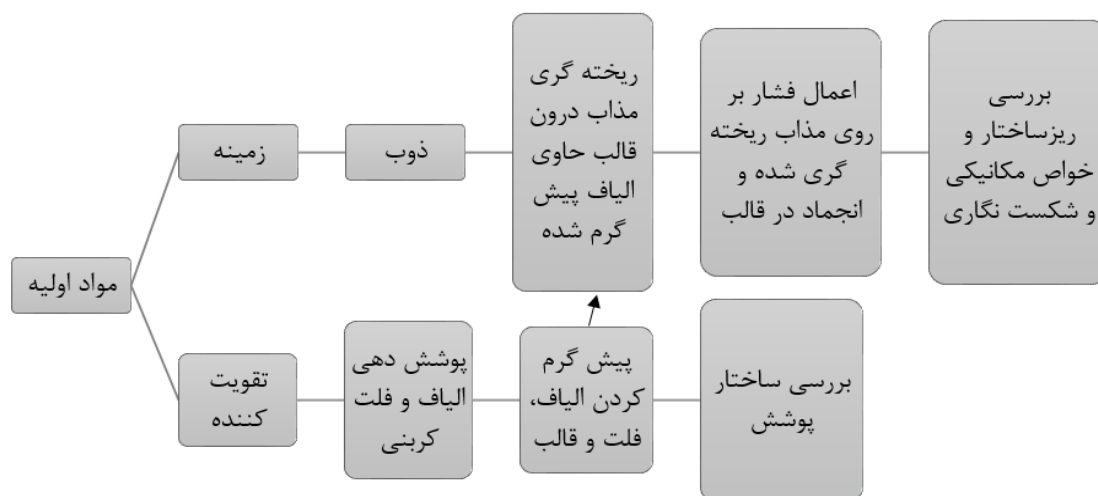
برای توزین فلت و الیاف کربنی و همین‌طور آلومینیوم جدا شده از شمش و مواد اولیه جهت پوشش‌دهی الیاف و فلت از ترازوی دیجیتال KIA Electronic مدل BL2 استفاده گردید. این ترازو تا چهار رقم اعشار را اندازه‌گیری می‌کند. برای ذوب کردن الیاز و انجام عملیات کامپوزیت‌سازی از دو کوره مقاومتی (کمبرندی) استفاده گردید. این کوره‌ها به‌صورت استوانه می‌باشند که حداکثر توانایی دمایی آن‌ها ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد است. این استوانه‌ها داخل لوله‌های فلزی قرار داده می‌شوند و قرار گرفتن پنبه نسوز مابین لوله و حلقه‌ی حاوی المنت مانع کاهش دما و اتلاف حرارت می‌گردد. در یکی از این کوره‌ها شمش آلومینیومی توزین شده، ذوب شد و در دیگری عمل پیش‌گرم کردن قالب و پری‌فرم انجام پذیرفت. برای رساندن این دو کوره به دمای موردنظر از صفحه نمایشگر دما که به کوره الکتریکی متصل است استفاده شده است. برای ذوب کردن الیاز از بوت‌های با جنس Gr-SiC استفاده گردید. این بوت‌ها ۱/۵ لیتری دارای ۱۶ سانتی‌متر ارتفاع است. برای ساخت قطعات کامپوزیتی از یک قالب فولادی گرم کار H13 با سختی ۵۰ راکول^۵ استفاده شد. سمبه و ماتریس این قالب به‌صورت مخروطی بوده که امکان خروج راحت‌تر مذاب اضافی، گازهای محبوس در مذاب و قطعه‌ی نهایی فراهم شود. قالب متشکل از سه قسمت کفی، ماتریس و سنبه است. جهت انجام ریخته‌گری کوبشی، از یک دستگاه پرس ساخت کشور روسیه که نیروی اعمالی ۱۰۰ تن دارد، استفاده گردیده است.

در این پژوهش مواد مرکب زمینه آلومینیومی تقویت شده با الیاف بلند و فلت کربنی با ترکیب‌های مشخص شده در جدول ۲، ساخته شد.

جدول ۲ ترکیب نمونه‌های ساخته‌شده.

نمونه	ترکیب
۱	آلومینیوم آلیاژی A356 بدون تقویت‌کننده به روش ریخته‌گری ثقلی.
۲	آلومینیوم آلیاژی A356 بدون تقویت‌کننده به روش ریخته‌گری کوبشی با فشار ۳۰ MPa.
۳	آلومینیوم آلیاژی A356 با ۳۰٪ حجمی الیاف بلند کربنی T-300 دارای پوشش فسفر-نیکل، به روش ریخته‌گری کوبشی با فشار ۳۰ MPa.
۴	آلومینیوم آلیاژی A356 با ۳۰٪ حجمی الیاف بلند کربنی T-300 فاقد پوشش، به روش ریخته‌گری کوبشی با فشار ۳۰ MPa.
۵	آلومینیوم آلیاژی A356 با ۳۰٪ حجمی فلت کربنی دارای پوشش فسفر-نیکل، به روش ریخته‌گری کوبشی با فشار ۳۰ MPa.

مراحل انجام کار در این پروژه به‌صورت نمادین در شکل ۲ آورده شده است.



شکل ۲ مراحل انجام پژوهش.

⁵ Rockwell hardness

۳- ساخت نمونه تجربی و روش تحقیق

۳-۱- ساخت کامپوزیت

با توجه به تحقیقات پیشین، عملیات حرارتی الیاف و فلت تأثیر بسزایی در میزان ترشوندگی آن‌ها دارد و علاوه بر آن استفاده از دسته الیاف بدون عملیات حرارتی موجب انجماد سریع مذاب زمینه بر روی سطح الیاف شده و مانع از ادامه یافتن فرایند رخنه‌دهی مذاب بر لایه‌های پایین‌تر می‌شود. به دلیل گستردگی این پروژه تحقیقات کاملی بر روی دمای عملیات حرارتی صورت گرفت و برای اجتناب از موازی‌کاری با کارهای مشابه، دمای بهینه عملیات حرارتی الیاف و فلت کربنی ۶۷۳ کلون انتخاب گردید. بعد از پایان مرحله پوشش‌دهی الیاف کربن و عملیات حرارتی، ساخت دوغاب کامپوزیتی و ریخته‌گری نمونه‌ها صورت گرفت. به منظور جلوگیری از جوش سرد قطعه به قالب و همچنین کنترل دمای قالب به عنوان یکی از پارامترهای ثابت فرایند، قبل از ریخته‌گری هر نمونه عملیات پیش‌گرم قالب، سنبه، الیاف و فلت (به نحوی که الیاف و فلت در درون قالب جا سازی شده) صورت گرفت. برای پیش‌گرم کردن از یک گرم‌کن برقی که مجهز به ترموستات و ترموکوپل دقیق بود، استفاده شد. همچنین به منظور جلوگیری از انتقال حرارت، در بالا و زیر قالب استفاده شد. نوک ترموکوپل در داخل بدنه قالب و به فاصله ۰/۵ سانتی‌متر از سطح داخلی قالب قرار می‌گرفت. به محض رسیدن دمای قالب به نقطه موردنظر، ترموستات دما را ثابت نگه می‌داشت. دمای معمول برای پیش‌گرم کردن قالب در ریخته‌گری کوبشی آلومینیوم معمولاً حدود ۲۰۰-۴۰۰ درجه سانتی‌گراد است که در این تحقیق چون پیش‌گرم الیاف و قالب به صورت هم‌زمان صورت گرفته، دمای پیش‌گرم ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد در نظر گرفته شد. جهت جلوگیری از آسیب دیدن سطح قالب در اثر تماس با مذاب و همچنین تسهیل خروج قطعات از قالب، سطح قالب پوشش داده شد. پوشش مورد استفاده در این تحقیق اسپری روانکار گرم کار D32IR-MOLYKOTE بود. پس از توزین دقیق آلومینیوم، داخل بوته و درون کوره ذوب قرار داده و در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد نگه داشته شد. به محض اتمام فرایند پیش‌گرم قالب و الیاف، مذاب آلومینیوم درون قالب ریخته شد، بلافاصله سنبه در محل خود جایگذاری شده و فشار موردنیاز بر سطح مذاب وارد گردید. پس از ۱۰ دقیقه فشار از روی قالب برداشته شد و ۲۴ ساعت بعد قطعه‌ی موردنظر از قالب خارج گردید.

۳-۲- مطالعه ریزساختار

در این پژوهش، ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده و مقاطع شکست نمونه‌ها مورد مطالعه قرار گرفت. برای این منظور از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل XL30 VEGA-III ساخت شرکت TESCAN مجهز به طیف‌سنج EDS و تفنگ الکترونی انتشار میدانی هگزابوراید لانتانیم LaB₆، استفاده شد. جهت آماده‌سازی نمونه‌ها ابتدا سطح قطعات با سمباده‌های ۱۰۰، ۲۰۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۲۰۰ سمباده زنی و با آلومینای ۳ و ۱ میکرومتر پولیش شدند. سپس نمونه‌ها در محلول تجاری کلر^۶ به مدت ۲۰ الی ۴۰ ثانیه اچ^۷ گردید.

۳-۳- خواص مکانیکی

به منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های ریخته‌گری شده از آزمون‌های کشش تک محوری، خمش سه نقطه‌ای و سختی سنجی برینل^۸ استفاده شد. آزمون کشش از نمونه‌های تخت مطابق استاندارد ASTM E8/E8M و با سرعت ۱ mm/min انجام شد و آزمون خمش سه نقطه‌ای تحت استاندارد ASTM E90، انجام شد. در آزمون خمش، نمونه‌های تسمه‌ای به طول ۵۰ میلی‌متر و مقطع مربعی به اندازه ضلع ۵ میلی‌متر بریده شد. سرعت حرکت فک بالایی ۲ میلی‌متر بر دقیقه و طول تکیه‌گاه‌ها ۲۲ میلی‌متر در نظر گرفته شد. آزمون‌های کشش و خمش، هر دو با دستگاه Santam STM 150، ساخت کشور ایران صورت

⁶ keller

⁷ etch

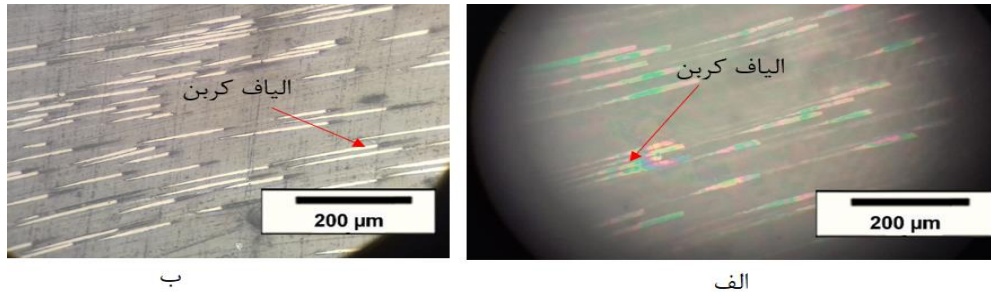
⁸ Brinell hardness test

پذیرفت.

۴- نتایج و بحث

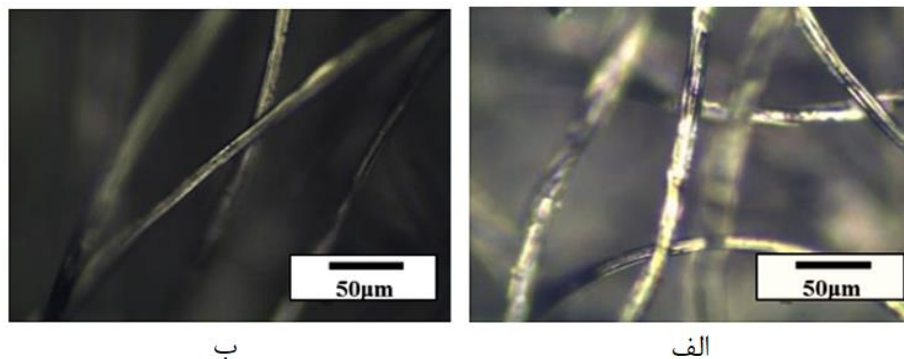
۴-۱- نتایج تصاویر میکروسکوپ نوری

از الیاف پارچه‌ی کربنی در دو حالت پوشش‌دار و بدون پوشش توسط میکروسکوپ نوری تصویربرداری شد. شکل ۳ الف و ب به ترتیب الیاف دارای پوشش و بدون پوشش را نشان می‌دهند.



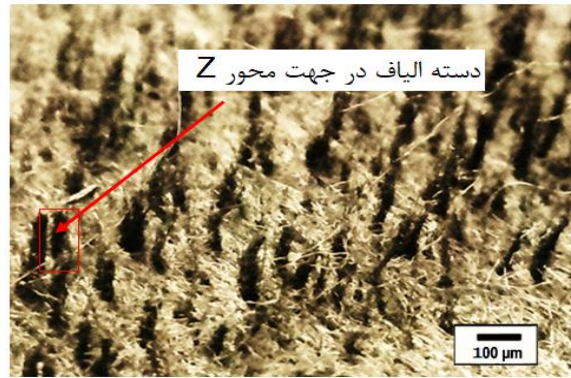
شکل ۳ تصویر میکروسکوپ نوری از الیاف پارچه‌ی کربنی الف) دارای پوشش الکتروسل فسفر_نیکل ب) فاقد پوشش.

بعد از تصویربرداری از الیاف مشاهده گردید که تفاوت‌چندانی در مقایسه‌ی تصاویر میکروسکوپ نوری الیاف پوشش‌دار و بدون پوشش وجود ندارد. تنها تفاوت این تصاویر حالت رنگین‌کمانی بر روی الیاف پوشش‌دار بود که در تصویر مربوط به الیاف کربنی فاقد پوشش این حالت مشاهده نگردید. به نظر می‌رسد که احتمالاً حالت رنگین‌کمانی به دلیل وجود پوشش فلزی بر روی این الیاف بوده باشد. این حالت برای الیاف فلت کربنی نیز صادق بود (شکل ۴ الف و ب) و تفاوت محسوسی در تصاویر میکروسکوپ نوری برای فلت کربنی پوشش‌دار و بدون پوشش مشاهده نشد.



شکل ۴ تصویر میکروسکوپ نوری از الیاف پارچه‌ی کربنی فلت الف) دارای پوشش الکتروسل فسفر_نیکل ب) فاقد پوشش.

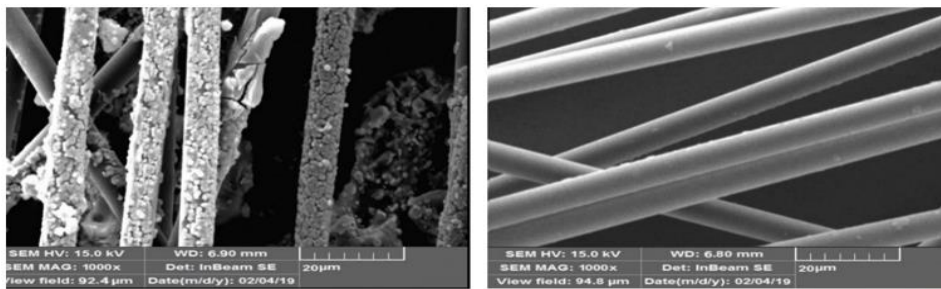
تفاوت پارچه کربنی با فلت کربنی در نوع جهت‌گیری الیاف است. پارچه‌ی کربنی، به صورت ۲D است، یعنی در دو بعد x و y با زاویه‌ی ۹۰ درجه در هم تنیده شده‌اند اما در فلت کربنی الیاف به صورت ۲/۵D می‌باشند که نشان می‌دهد علاوه بر جهت‌گیری در دو بعد x و y با زوایای تصادفی نسبت به هم، در محور z نیز به هم بافته شده‌اند ولی تراکم الیاف در جهت محور z ، نصف تراکم الیاف در دو بعد x و y است. تفاوت دیگری که می‌توان به آن اشاره نمود، نحوه‌ی قرارگیری الیاف است که در پارچه‌ی کربنی، الیاف به صورت مستقیم و کشیده شده در جای خود قرار گرفته‌اند ولی در فلت کربنی الیاف به صورت آزاد و حالت مارپیچی در محورهای x و y هستند که سبب گیر مکانیکی بیشتر الیاف در هم می‌شود. اما این حالت در محور z برای فلت کربنی صادق نبوده و الیاف به صورت موازی و کشیده شده، دو بعد x و y را به هم دوخته‌اند. شکل ۵ مربوط به تصویر فلت کربنی است که تفاوت‌های ذکر شده را به خوبی نمایش می‌دهد.



شکل ۱ تصویر میکروسکوپ نوری مربوط به فلت کربنی.

۴-۲- نتایج مشخصه یابی پوشش نیکل - فسفر

جهت اطمینان از حصول پوشش الکترولس فسفر- نیکل بر روی الیاف کربن و همچنین بررسی عنصری پوشش مذکور از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیزگر EDS استفاده شد. شکل ۶ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی قبل و بعد از پوشش دهی را نشان می‌دهد. همان‌طور که حدس زده شد و در تصویر میکروسکوپ روبشی مشخص است سطح الیاف تقریباً به طور کامل توسط عناصر نیکل و فسفر پوشیده شده و ساختار پوشش به صورت جزیره‌ای است که این جز خواص فرایند الکترولس نیکل- فسفر است. ساختار جزیره‌ای یا گل کلمی در این پوشش باعث افزایش درگیری مکانیکی در فصل مشترک، بین الیاف کربن و آلیاژ زمینه و در نتیجه، افزایش خواص مکانیکی می‌شود. همچنین یکنواختی پوشش و پوشیده شدن تمام سطح الیاف موجب کاهش تشکیل فاز Al_4C_3 می‌شود.

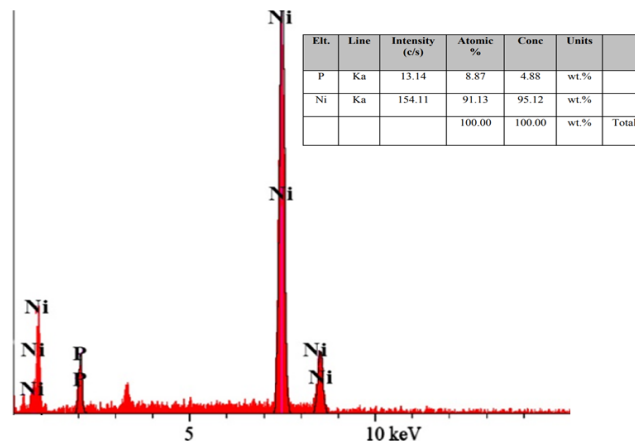


ب

الف

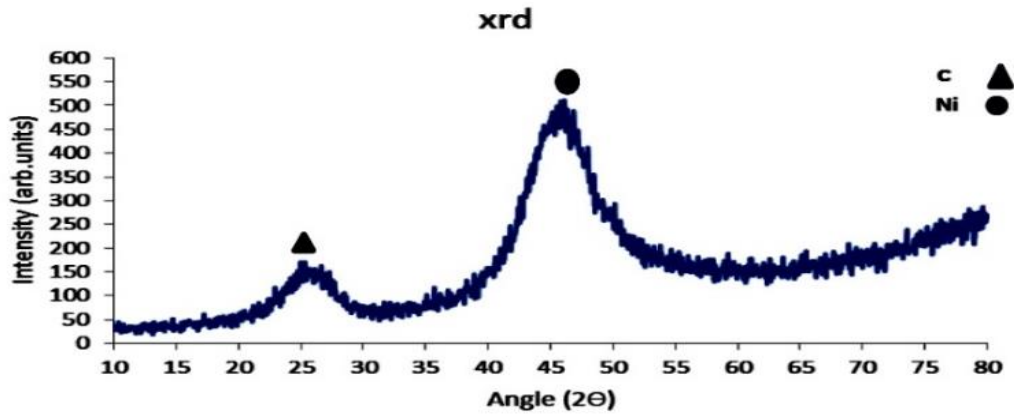
شکل ۶ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) الیاف کربن (الف) قبل از پوشش دهی و (ب) بعد از پوشش دهی.

ترکیب پوشش‌ها توسط آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی (EDS) به دست آمد. نمودار طیف‌سنجی انرژی این پوشش‌ها بیشتر به منظور تعیین درصد نیکل و فسفر موجود در پوشش، ساختار و شکل پوشش مورد مطالعه قرار گرفت (شکل ۷).

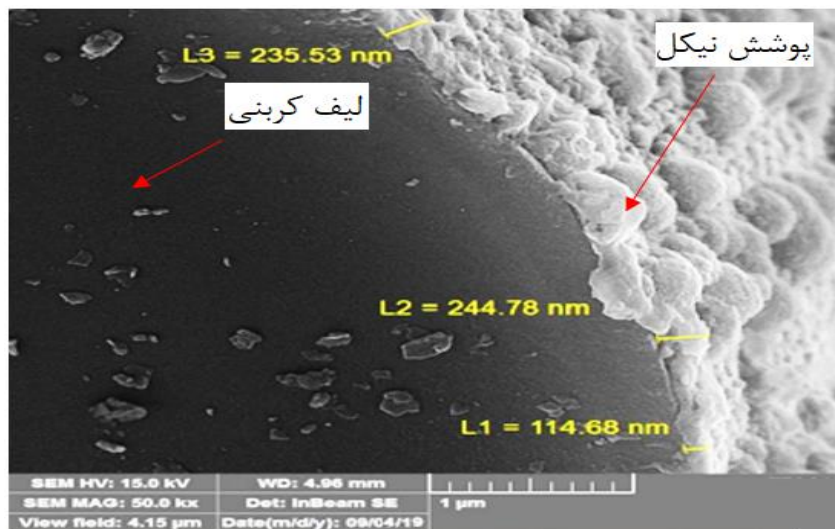


شکل ۷ آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی (EDS) از پوشش نیکل- فسفر و جدول درصد عناصر.

شکل ۸ نتایج آنالیز اشعه ایکس الیاف پوشش داده شده توسط فسفر- نیکل را نشان می‌دهد. پیک پهن مشاهده شده در گراف اشعه ایکس در زاویه 2θ حدود 26° اشاره به پیک کربن دارد. وجود پیک کربن در نتایج آنالیز پراش اشعه ایکس^۹ نمونه پوشش داده شده، به دلیل نازک بودن ضخامت لایه پوشش داده شده با توجه به شکل ۹ ($101/00$ nm) و تأثیرپذیری نتایج از زیرلایه است. حضور یک پیک با شدت زیاد در زاویه 2θ حدود $44/5^\circ$ درجه مربوط به صفحه (۱۱۱) نیکل است. از طرفی با توجه به نتایج آنالیز EDS، حضور مقدار حدود ۹ درصدی فسفر در پوشش نیکل- فسفر را تأیید می‌کند [۲۲].



شکل ۳ الگوی پراش اشعه ایکس از الیاف پوشش داده شده.

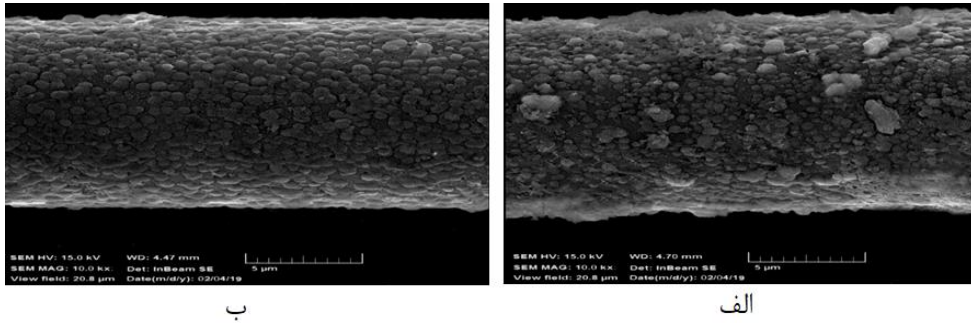


شکل ۴ تصویر SEM ضخامت پوشش الکتروکترولس فسفر- نیکل بر روی الیاف کربن عملیات حرارتی شده.

۳-۴- نتایج عملیات حرارتی پوشش فسفر- نیکل

شکل ۱۰ الیاف کربن پوشش داده شده توسط EN فاقد عملیات حرارتی و عملیات حرارتی شده در 400° درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد که در این شکل، رسوب پیوسته نیکل- فسفر بر روی الیاف کربن قابل مشاهده است. عملیات حرارتی پوشش‌های EN (الکتروکترولس نیکل) می‌تواند باعث تغییرات چشمگیری در ویژگی‌ها و ساختار آن شود. این به خوبی شناخته شده است که حرارت دادن رسوب EN تا دمای مابین 300 الی 400° درجه سانتی‌گراد و نگهداری در آن دما به مدت یک ساعت، سبب افزایش سختی پوشش می‌شود که ناشی از شکل‌گیری فسفید نیکل است. یکی از مهم‌ترین علل عملیات حرارتی این پوشش‌ها (EN)، افزایش چسبندگی این پوشش‌ها با زیر پایه و افزایش پایداری آن می‌باشد [۲۳].

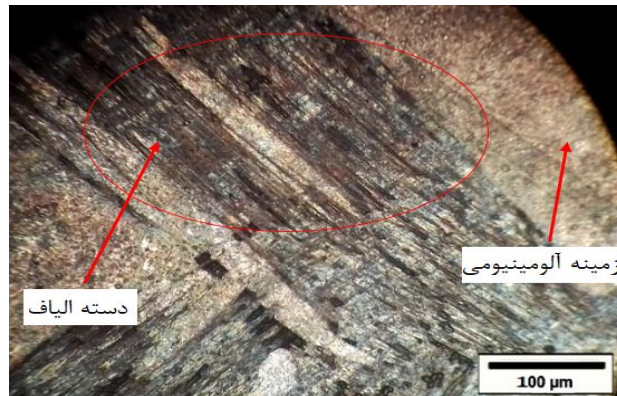
^۹ X-ray diffraction analysis



شکل ۱۰ تصویر الکترون روبشی الیاف کربن پوشش داده شده توسط EN: الف) فاقد عملیات حرارتی. ب) عملیات حرارتی در دمای ۴۰۰ درجه.

۴-۴- نتایج تصاویر نمونه‌های شاهد و کامپوزیتی

شکل ۱۱ مربوط به نمونه‌ی کامپوزیتی تقویت شده با الیاف بلند کربنی دارای پوشش، ساخته شده به روش ریخته‌گری کوبشی در فشار ۳۰ MPa است (نمونه‌ی شماره‌ی ۳). در این نمونه، از پارچه کربنی استفاده گردید و این تصویر محل تقاطع دو دسته الیاف که نسبت به هم دارای زاویه‌ی ۹۰ درجه در زمینه‌ی آلومینیومی می‌باشند را نمایش می‌دهد.



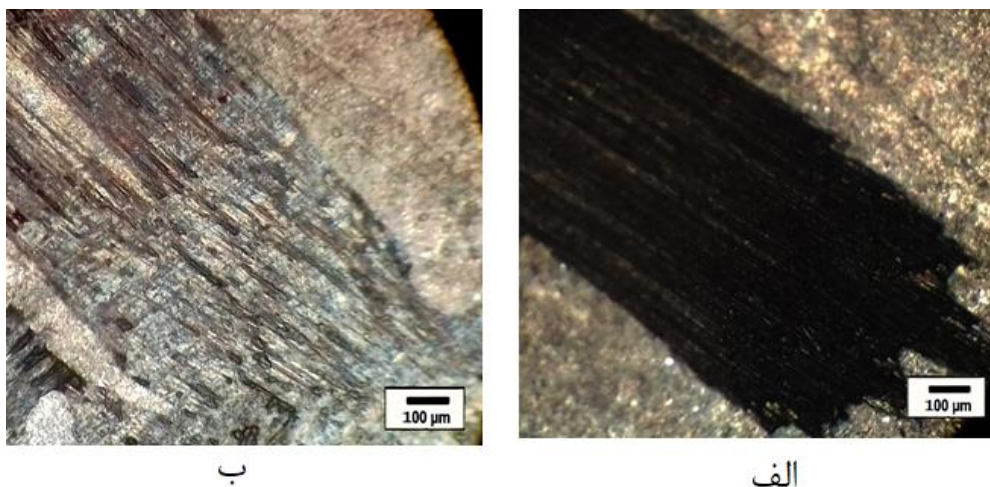
شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپ نوری کامپوزیت تقویت شده با الیاف کربنی دارای پوشش فسفر- نیکل.



شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپ نوری مربوط به نمونه‌ی کامپوزیتی تقویت شده با فلت کربنی (قسمت پایین تصویر) و نمونه‌ی شاهد آلومینیومی (قسمت بالای تصویر).

شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه‌ی کامپوزیتی تقویت‌شده با فلت کربنی را نمایش می‌دهد (نمونه‌ی شماره ۵). در ریخته‌گری کوبشی پری فرم چسبیده به کف قالب قرار داشته و پس از ریخته‌گری، پری فرم به‌طور کامل آغشته به مذاب شده و مذاب اضافی در بالای آن در شرایط و فشار یکسان تحت عملیات ریخته‌گری کوبشی قرار گرفته است. همان‌طور که در این شکل مشخص است، قسمت بالای تصویر مربوط به آلومینیوم بدون تقویت‌کننده و قسمت پایین، نمونه کامپوزیتی تقویت شده با فلت کربنی را نمایش می‌دهد.

شکل ۱۲ نشان می‌دهد که اندازه‌ی دانه در سمت تقویت‌کننده (قسمت پایین تصویر) کمتر از قسمت فاقد تقویت‌کننده (قسمت بالای تصویر) است. این امر می‌تواند به دلیل رشد جوانه‌های بیشتر در سطح پوشش‌دار الیاف نسبت به مذاب بدون تقویت‌کننده باشد. وجود جوانه‌های بیشتر و از طرفی حضور الیاف فلت باعث می‌شود رشد دانه‌ها در قسمت تقویت‌شده بیشتر از فاصله‌ی دو لیف نباشد. در واقع نفوذ تا انتهای زمان انجماد فرصت کافی برای بلعیدن دانه‌های مجاور را به دلیل ممانعت الیاف از نفوذ و افزایش فاصله‌ی نفوذ مؤثر پیدا نمی‌کند. شکل ۱۳ نمونه‌ای ساخته‌شده با استفاده از الیاف کربن بدون پوشش و با پوشش به‌وسیله نیکل را نشان می‌دهد.



شکل ۱۳ نمونه‌ی کامپوزیتی با الیاف کربنی الف) فاقد پوشش. ب) با پوشش الکتروکترولس.

همان‌طور که در شکل ۱۳ الف مشخص است، در نمونه‌ی کامپوزیتی با الیاف بدون پوشش، عمل فلز خورانی و نفوذ مذاب به درون دسته‌ی الیاف انجام پذیرفته و مذاب آلومینیوم صرفاً در فضای خالی بین دسته‌های الیاف وارد گردیده و به درون دسته الیاف نفوذ نکرده است. عدم ورود 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 تر شوندگی تابعی از زمان تماس بین دو ماده بوده و زاویه تر شوندگی با گذشت زمان تغییر می‌کند [۲۴ و ۲۵]. لذا به نظر می‌رسد که زمان انجماد مذاب آلومینیوم کمتر از زمان موردنیاز جهت کاهش زاویه تر شوندگی و تسهیل ورود مذاب به فضای بین دسته‌های الیاف کربن بوده و همین مسئله موجب عدم ورود مذاب به فضای بین دسته الیاف کربن و مانع انجام عمل فلز خورانی می‌گردد. در شکل ۱۳-ب مربوط به الیاف پوشش‌دار مشاهده می‌گردد به دلیل وجود فشار کافی و تر شوندگی خوب الیاف ناشی از وجود پوشش فسفر-نیکل، مذاب آلومینیوم توانسته به درون دسته الیاف نفوذ پیدا کند. در شکل ۱۴ ریزساختار نمونه‌ی کامپوزیتی زمینه آلومینیومی با الیاف پیوسته کربن پوشش‌دار، با استفاده از روش ریخته‌گری کوبشی در فشار ۳۰ MPa ساخته شده، نشان داده شده است. در این تصویر که با استفاده از میکروسکوپ نوری در بزرگمایی پایین تهیه شده، نحوه قرار گرفتن دسته‌های الیاف کربن در کنار یکدیگر به خوبی نشان داده شده است.



شکل ۱۴ تصویر میکروسکوپ نوری از مقطع نمونه‌ی کامپوزیتی آلومینیوم-کربن دارای پوشش فسفر-نیکل.

با توجه به ریزساختار نمونه‌های ساخته شده به روش ریخته‌گری کوبشی به نظر می‌رسد که در حین عمل فلز خورانی الیاف کربن به وسیله مذاب آلومینیوم، مذاب ابتدا در بین دسته‌های اصلی الیاف وارد گردیده و سپس با افزایش فشار اعمالی، مذاب موجود در فضای بین دسته‌های الیاف کربن به درون دسته‌های الیاف نفوذ می‌کند.

۴-۵- نتایج تخلخل و چگالی

جدول ۳ مقدار چگالی اندازه‌گیری شده برای نمونه‌های کامپوزیتی و غیرکامپوزیتی که تحت فشار و بدون فشار ریخته‌گری شده‌اند را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است، با اعمال فشار بر مذاب در فرایند ریخته‌گری کوبشی چگالی افزایش پیدا می‌کند. اعمال فشار باعث بهبود تغذیه رسانی مذاب باقیمانده به قسمت‌های در حال انجماد قطعه 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 در مذاب باقی می‌مانند و دیگر اثر مخربی ندارند. اعمال فشار بر روی جوانه‌زنی حفرات نیز تأثیر می‌گذارد و حفرات را حذف و یا کوچک می‌کند. پس باید انتظار داشت که حفرات انقباضی و گازی در قطعاتی که تحت فرایند ریخته‌گری کوبشی تولید می‌شوند نسبت به قطعاتی که بدون اعمال فشار، منجمد می‌گردند، کمتر باشد و در نتیجه چگالی نیز افزایش پیدا کند [۱۳ و ۲۶]. نمونه‌های کامپوزیتی چگالی تئوری کمتری نسبت به نمونه‌های غیرکامپوزیتی مشابه دارند. یکی از دلایل کاهش چگالی تئوری در نمونه‌های کامپوزیتی می‌تواند ناشی از حضور الیاف کربنی با چگالی اندک ($1/76 \text{ gr/cm}^3$) در ساختار باشد. کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف پوشش داده شده با نیکل نسبت به کامپوزیت تقویت‌شده با الیاف بدون پوشش دارای چگالی بالاتری می‌باشند و دلیل آن همان‌طور که در شکل ۱۳- ب مشخص است افزایش ترشوندگی و به تبع آن، پر شدن تخلخل‌های بین الیاف می‌باشد.

جدول ۳ چگالی اندازه‌گیری شده برای نمونه‌های کامپوزیتی و غیر کامپوزیتی.

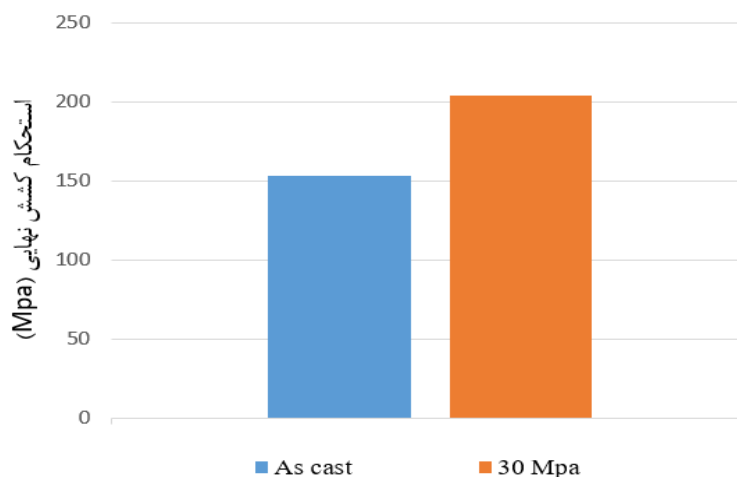
نمونه	چگالی تئوری	چگالی واقعی	درصد چگالی نسبی	درصد تخلخل
A356-As cast	۲/۶۸	۲/۶۲	۹۷/۷۶	۲/۲۳
A356-squeeze cast	۲/۶۸	۲/۶۶	۹۹/۲۵	۰/۷۴
A356-30% vol felt-Ni_p coated squeeze cast	۲/۶۰	۲/۵۷	۹۸/۸۵	۱/۱۵
A356-30% vol C _{ir} -Ni_p coate squeeze cast	۲/۶۰	۲/۵۵	۹۸/۰۷	۱/۹۲
A356-30% vol C _{ir} squeeze cast	۲/۴۹	۲/۳۳	۹۳/۵۷	۶/۴۳

همان‌طور که از جدول ۳ مشخص است، با مقایسه‌ی نمونه‌ی شاهد آلومینیومی ساخته شده به روش ریخته‌گری ثقیلی و ریخته‌گری کوبشی شده مشاهده می‌شود که نمونه‌ی شاهد آلومینیومی ریخته‌گری کوبشی شده درصد تخلخل کمتری نسبت به نمونه‌ی ساخته شده به روش ریخته‌گری ثقیلی دارد. همان‌طور که مشاهده می‌شود نمونه‌های کامپوزیتی که ریخته‌گری کوبشی شده‌اند، دارای درصد تخلخل بیشتری نسبت به نمونه‌ی مشابه غیر کامپوزیتی منجمد شده هستند. گاز موجود در سطح

الیاف تقویت‌کننده و همچنین جوانه‌زنی حباب‌های گاز بر روی سطح مستعد و زیاد این الیاف می‌تواند از عوامل افزایش حفرات گازی و لذا افزایش میزان تخلخل نسبت به حالت غیر کامپوزیتی باشد. چرا که گازهایی که جذب سطح تقویت‌کننده می‌شوند به راحتی از بین نمی‌روند. از سوی دیگر کامپوزیت‌های ریختگی به دلیل حضور مقدار زیادی تقویت‌کننده غیرفلزی در مقایسه با آلیاژهای غیر کامپوزیتی مشابه، نسبت به جوانه‌زنی حباب‌های گازی مستعدتر می‌باشند. بنابراین الیاف کربنی داخل مذاب، محل‌های مناسبی جهت جوانه‌زنی حباب‌های گازی می‌باشند. از طرفی به دلیل مساحت سطح بالای این الیاف شرایط مذکور تشدید می‌شود [۲۷]. با مقایسه‌ی نمونه‌ی تقویت شده با الیاف پوشش‌دار و نمونه‌ی ساخته شده با الیاف فاقد پوشش مشاهده می‌گردد که نمونه‌ی کامپوزیتی پوشش داده نشده درصد تخلخل بالاتری نسبت به نمونه‌ی پوشش داده شده دارد. اعمال فشار بر روی مذاب از طریق حذف و یا کاهش حفرات انقباضی و همچنین کاهش جوانه‌زنی و رشد حباب‌های گاز وارد شده و حل شده در مذاب باعث کاهش تخلخل می‌گردد. اما به نظر می‌رسد در رابطه با نمونه‌ی کامپوزیتی تقویت شده با پارچه‌ی کربنی بدون پوشش، عامل فشار به صورت عکس عمل کرده است، به طوری که اعمال فشار بر روی مذاب باعث ایجاد فشار در بین دسته الیاف کربنی شده و این دسته الیاف در هم فشرده‌تر شده‌اند. تفاوت بین پارچه‌ی کربنی پوشش‌دار و بدون پوشش در این است که مذاب به دلیل وجود پوشش بر روی الیاف و تر شوندگی بهتر نسبت به حالت بدون پوشش و همین‌طور وجود فشار خارجی، توانسته درون دسته الیاف نفوذ داشته باشد ولی در نمونه‌ی فاقد پوشش مذاب صرفاً به دلیل وجود فشار خارجی فقط توانسته لایه‌ی خارجی دسته الیاف را تر کند. با این که وجود فشار عامل بهبود تر شوندگی به شمار می‌رود ولی در این مورد نیز به نظر می‌رسد در کنار بهبود تر شوندگی، باعث تراکم بیشتر الیاف شده و همانند حالت قبلی مذاب شانس نفوذ به درون دسته الیاف را پیدا نکرده است. چنین به نظر می‌رسد که پوشش‌دهی الیاف کربن باعث بهبود تر شوندگی الیاف تو سط مذاب و در نتیجه توزیع یکنواخت‌تر و کاهش مناطق تجمع یافته الیاف می‌شود. بنابراین شرایط جوانه‌زنی و یا به دام افتادن حفره‌های گازی که در مناطق متراکم شده وجود داشت به حداقل رسیده و تخلخل کاهش می‌یابد. مقایسه‌ی دو نمونه‌ی تقویت شده پارچه‌ی کربنی پوشش‌دار و فلت کربنی پوشش‌دار نشان می‌دهد که نمونه‌ی تقویت شده با پارچه‌ی کربنی پوشش‌دار، درصد تخلخل بیشتری نسبت به نمونه‌ی ساخته شده با فلت پوشش‌دار، دارد. به نظر می‌رسد دلیل این حالت، مربوط به ساختار و آرایش بازتر لیف‌ها در فلت کربنی می‌باشد. دسته‌ای نبودن الیاف در فلت کربنی باعث نفوذ بهتر مذاب آلومینیوم بین تمامی لیف‌ها گردیده است. بنابراین احتمال به دام افتادن حفره‌های گازی در بین دسته الیاف، که برای پارچه‌ی کربنی وجود داشت، در فلت کربنی تقریباً وجود ندارد.

۴-۶- استحکام کششی نمونه‌های شاهد آلومینیومی

در جدول ۴ نتایج مربوط به آزمایش کشش دو نمونه‌ی شاهد آلومینیومی در فشار ۳۰ MPa با استفاده از روش‌های ریخته‌گری ثقلی و ریخته‌گری کوبشی ارائه شده است. در نمودار مربوط به شکل ۱۵ نیز تغییرات استحکام کششی نهایی نمونه‌های شاهد آلومینیومی نشان داده شده است.



شکل ۱۵ آلیاژ آلومینیوم ۳۵۶ تولید شده در شرایط مختلف.

جدول ۴ نتایج مربوط به آزمایش کشش نمونه‌های شاهد آلومینیومی.

حالت نمونه	فشار مورد استفاده (MPa)	استحکام کشش نهایی (MPa)
As cast	-	۱۵۳
Squeeze cast	۳۰	۲۰۴

۴-۷- نتایج خواص مکانیکی نمونه‌های کامپوزیتی

۴-۷-۱- نتایج سختی

جدول ۵ سختی نمونه‌های ریخته‌گری شده را نشان می‌دهد. در ادامه به تأثیر ریخته‌گری کوبشی و اثر الیاف کربن بر میزان سختی نمونه‌ها پرداخته خواهد شد. نمونه‌ی ریخته‌گری کوبشی شده نسبت به نمونه‌ی مشابه ریخته‌گری کوبشی نشده دارای سختی بیشتری است. همان‌گونه که قبلاً ذکر شد استفاده از اعمال فشار در فرایند ریخته‌گری کوبشی باعث کاهش عیوب و بهبود ساختار در قطعه کامپوزیتی می‌گردد. لذا انتظار می‌رود قطعات ریخته‌گری کوبشی شده سختی بیشتری داشته باشند. چنین به نظر می‌رسد که توزیع دسته‌ای و عدم نفوذ مذاب در بین دسته‌ها در نمونه‌ی کامپوزیتی حاوی الیاف بدون پوشش باعث می‌شود که این مناطق همچون یک تخلخل عمل نمایند و افت سختی را به همراه داشته باشد. در نمونه‌های کامپوزیتی ریخته‌گری کوبشی شده حاوی الیاف دارای پوشش، نسبت به نمونه‌های مشابه تقویت شده با الیاف بدون پوشش، مقدار سختی افزایش و دامنه‌ی تغییرات سختی در مناطق مختلف کاهش می‌یابد. پوشش الکترولس فسفر- نیکل الیاف کربن باعث تر شوندگی بهتر تقویت کننده با آلیاژ زمینه، ایجاد اتصالاتی مستحکم بین الیاف و زمینه و همین‌طور کاهش تخلخل در ساختار می‌شود لذا سختی نمونه‌های کامپوزیتی در این حالت بیشترین مقدار و توزیع سختی در مناطق مختلف بهتر شده است. با این حال نباید از نقشی که نیکل در آلیاژ آلومینیوم ایفا می‌کند غافل شد. این موضوع قبلاً اثبات گردیده که نیکل باعث افزایش سختی و استحکام در دمای بالا و کاهش ضریب انبساط آلومینیوم می‌شود [۲۸]. دلیل افزایش سختی کامپوزیت حاوی الیاف پوشش داده شده با نیکل، امکان نفوذ نیکل از سطح تقویت کننده به داخل زمینه می‌باشد. بر اساس این نظریه در در صدهای بالای الیاف پوشش داده شده امکان انحلال بیشتر نیکل در مذاب وجود دارد و بنابراین سختی افزایش بیشتری دارد [۲۹].

جدول ۵ سختی نمونه‌های ریخته‌گری شده.

شماره	نمونه	سختی (BHN)
۱	A356-As cast	۵۹
۲	A356-squeez cast	۸۱
۳	A356-30% vol C _{IF} -Ni _P coated squeeze cast	۹۸
۴	A356-30% vol C _{IF} squeeze cast	۵۷
۵	A356-30% vol felt-Ni _p coated squeeze cast	۱۰۷

با مقایسه‌ی سختی دو نمونه‌ی شماره ۱ و ۲ در جدول ۵ مشاهده می‌شود که نمونه‌ی شاهد آلومینیومی ساخته شده به روش ریخته‌گری کوبشی، سختی بیشتری نسبت به نمونه‌ی مشابه ساخته شده به روش ریخته‌گری ثقلی دارد که این افزایش سختی احتمالاً به دلیل تخلخل کمتر در نمونه‌ی ریخته‌گری کوبشی شده می‌باشد. مقایسه‌ی نمونه‌ی شماره ۳ و ۵ نشان می‌دهد که نمونه‌ی ساخته شده با فلت کربنی پوشش‌دار سختی بیشتری نسبت به نمونه‌ی ساخته شده با پارچه‌ی کربنی پوشش‌دار دارد. به نظر می‌رسد دلیل این اختلاف، نفوذ بهتر مذاب در فلت کربنی و تخلخل کمتر نسبت به نمونه‌ی شماره‌ی ۳ باشد.

۴-۷-۲- استحکام کششی

در جدول ۶ استحکام کششی نهایی نمونه‌های مختلف برحسب نوع تقویت کننده و وجود یا عدم وجود پوشش بر روی تقویت کننده نشان داده شده است.

جدول ۶ بررسی استحکام کششی نمونه‌ها در حالت‌های مختلف.

شماره	نمونه	استحکام کششی (MPa)
۱	A356-As cast	۱۵۳
۲	A356-squees cast	۲۰۴
۳	A356-30% vol C _{lf} -Ni _p coated squeeze cast	۳۷۲
۴	A356-30% vol C _{lf} squeeze cast	۱۵۱
۵	A356-30% vol felt-Ni _p coated squeeze cast	۴۶۳

همان‌گونه که در این جدول مشخص شده است، استحکام کششی نهایی آلیاژ A356 آلومینیوم در حالت ریخته‌گری ثقلی ۱۵۳ MPa می‌باشد. استحکام کششی پایین آلیاژ A356 آلومینیوم در حالت ریخته‌گری ثقلی را می‌توان به وجود مک و حفره در ساختار آن نسبت داد. در حالت ریخته‌گری کوبشی استحکام کششی آلیاژ به‌طور مشخصی (حدود ۳۴ درصد) نسبت به نمونه‌ی ریخته‌گری ثقلی افزایش پیدا کرده و به ۲۰۴ MPa رسیده است. به نظر می‌رسد که افزایش ۳۴ درصدی استحکام نمونه‌ی آلومینیومی ساخته شده در فشار ۳۰ MPa، نسبت به نمونه ساخته شده به روش ریخته‌گری ثقلی، عمدتاً ناشی از افزایش دانسیته نمونه در اثر بسته شدن مک و حفرات موجود در ساختار و ریز شدن ساختار باشد. در مورد نمونه‌های کامپوزیتی، مکانیزم‌های استحکام بخش خاص الیاف کربنی هنگامی اتفاق می‌افتد که تک‌تک الیاف نقش خود را به عنوان تقویت‌کننده به خوبی ایفا کنند. در نمونه‌های تقویت‌شده با الیاف کربن پوشش داده شده انتظار می‌رود به علت ساختار گل‌کلمی پوشش، گیر مکانیکی بین پوشش و زمینه افزایش و در نتیجه فصل مشترکی قوی‌تر و در نهایت استحکام کامپوزیت بهتر شود. در عمل نیز همان‌طور که انتظار می‌رفت برای نمونه‌ی شماره‌ی ۳ در این آزمون، افزایش استحکام کششی نسبت به نمونه‌ی مشابه بدون پوشش را شاهد بودیم. به همین ترتیب استحکام کششی نمونه‌ی شماره‌ی ۳ نسبت به نمونه‌ی شاهد آلومینیومی مشابه، افزایش چشمگیری داشته است. برای نمونه شماره‌ی ۴ شاهد کاهش استحکام کششی نسبت به نمونه‌ی شاهد آلومینیومی مشابه هستیم. با توجه به ریزساختار نمونه‌های ساخته شده به روش ریخته‌گری کوبشی (شکل ۴-۱۶)، به نظر می‌رسد در حین عمل فلز خورانی الیاف کربن به‌وسیله مذاب آلومینیوم، مذاب ابتدا در بین دسته‌های اصلی الیاف وارد گردیده و سپس با افزایش فشار اعمالی، مذاب موجود در فضای بین دسته‌های الیاف کربن، به درون دسته‌های الیاف نفوذ می‌کند. با وجود این که استفاده از فشار ۳۰ MPa، در مورد الیاف کربن بدون پوشش، تا حدودی باعث ورود مذاب به درون دسته الیاف گردیده، اما به علت پایین بودن قابلیت تر شوندگی الیاف کربن به‌وسیله مذاب آلومینیوم، مذاب به فضای بین الیاف نفوذ نکرده و الیاف کربن در تماس با یکدیگر قرار گرفته‌اند، که این مسئله خود باعث تشکیل حفره در دسته‌های الیاف کربن و در نتیجه ریزساختار کامپوزیت می‌گردد. در نمونه‌ی شماره‌ی ۵ که توسط فلت کربنی پوشش‌دار تقویت‌شده بود افزایش استحکام کششی تا ۴۶۳ MPa را شاهد بودیم. مقایسه استحکام کششی دو نمونه‌ی ۳ و ۵ افزایش حدود ۲۵ درصدی استحکام کششی نمونه‌ی شماره‌ی ۵ نسبت به نمونه‌ی شماره‌ی ۳ را نشان می‌دهد. به نظر می‌رسد به دلیل تراکم زیاد در دسته الیاف در پارچه‌ی کربنی، مذاب به‌صورت کامل به فضای بین الیاف وارد نگردد که این مسئله خود باعث تشکیل تعدادی حفره در دسته‌های الیاف کربن و در نتیجه ریزساختار کامپوزیت می‌گردد. بنابراین برای نفوذ کامل نیاز به فشار بالاتر یا زمان تماس بیشتری بین مذاب و دسته الیاف می‌باشد. الیاف کربن موجود در فلت کربنی ساختار بازتری نسبت به پارچه کربنی داشته و در شرایط یکسان، نفوذپذیری بهتر نسبت به پارچه‌ی کربنی داشته است. از طرفی دیگر حین کشش در پارچه‌ی کربنی، نیروی برشی در فصل مشترک هم‌محور با الیاف است که در این صورت احتمال جدا شدن الیاف و پوشش از زمینه و همین‌طور جدا شدن پوشش و زمینه از الیاف وجود دارد و نیروی مقاومی که در این حالت پدید می‌آید، نیروی تنش پس‌ماند از اختلاف ضریب انبساط حرارتی زمینه و تقویت‌کننده است. در فلت کربنی به دلیل جهت‌گیری تصادفی الیاف، تنش برشی در جهت‌های مختلف تجزیه شده و در شرایط یکسان کشش، تنش برشی کمتری نسبت به پارچه‌ی کربنی بر الیاف موجود در فلت وارد خواهد شد. بنابراین استحکام کششی فلت کربنی از پارچه‌ی کربنی بیشتر خواهد شد.

۴-۷-۳- استحکام خمشی

جدول ۷، نتایج حاصل از آزمون خمش را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، استحکام خمشی با وجود فشار و پوشش دادن الیاف افزایش یافته است. دلایل افزایش استحکام خمشی متناظر با دلایل ذکر شده در مورد افزایش استحکام

نهایی تمام نمونه‌ها است، چرا که استحکام خمشی برآیند تنش کششی ایجاد شده در سطح زیری و تنش فشاری ایجاد شده در سطح رویی نمونه به واسطه‌ی نیروی اعمالی است.

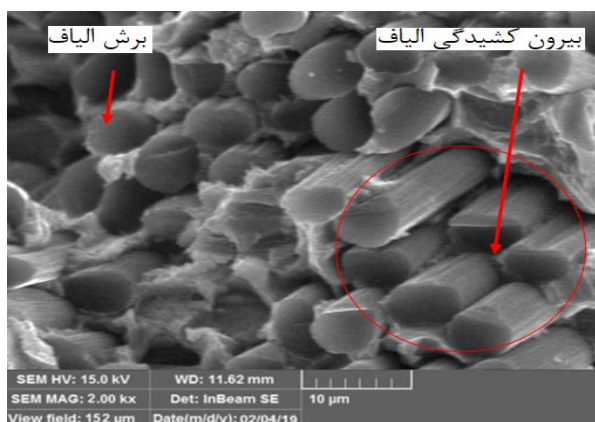
جدول ۷ استحکام خمشی نمونه‌های ریخته‌گری شده.

شماره	نمونه	استحکام خمشی (MPa)
۱	A356-As cast	۱۹۷
۲	A356-squees cast	۲۴۵
۳	A356-30% vol C _{if} -Ni_P coated squeeze cast	۴۷۳
۴	A356-30% vol C _{if} squeeze cast	۱۸۵
۵	A356-30% vol felt-Ni_p coated squeeze cast	۵۳۷

با مقایسه‌ی نمونه‌ی شماره ۱ و ۲ مشاهده می‌شود که نمونه‌ی آلومینیومی ریخته‌گری کوبشی شده نسبت به نمونه‌ی ریخته‌گری ثقلی، ۲۴/۳۶ درصد افزایش استحکام خمشی داشته است. همین‌طور نمونه‌ی شماره‌ی ۳ نسبت به نمونه‌ی شماره ۲ تقریباً افزایش دو برابری داشته است. با مقایسه‌ی نمونه‌ی ۵ و ۳ مشاهده می‌شود که نمونه‌ی تقویت شده با فلت کربنی نسبت به نمونه‌ی تقویت‌شده با پارچه‌ی کربنی پوشش داده شده، افزایش ۱۳/۵ درصدی استحکام خمشی داشته است.

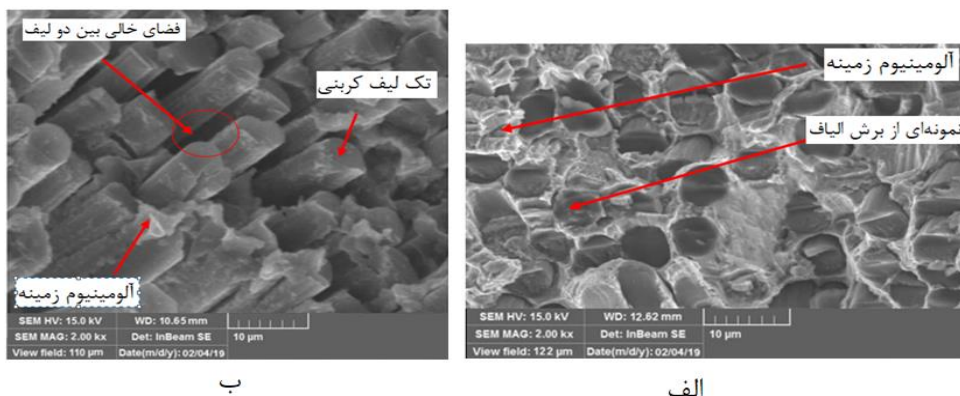
۴-۸- نتایج شکست نگاری آزمون کشش

به‌منظور بررسی وضعیت فصل مشترک و همچنین نحوه‌ی اتصال الیاف و زمینه، الگوی سطوح شکست نمونه‌های کامپوزیتی که با استفاده از الیاف کربن و فلت پوشش داده شده به‌وسیله نیکل و همچنین الیاف کربن بدون پوشش که با استفاده از روش ریخته‌گری کوبشی در فشارهای یکسان ساخته شده‌اند، مورد بررسی قرار گرفت. پیوند ضعیف در فصل مشترک تقویت‌کننده-زمینه باعث جدایش در فصل مشترک و رشد و انتشار حفرات در زمینه می‌شود در حالی که یک پیوند خوب منجر به شکستن خود تقویت‌کننده می‌شود. با بررسی تصاویر SEM دو مکانیزم برش الیاف و بیرون کشیده شدن الیاف از زمینه در سطوح شکست دیده می‌شود. هر چه آغشته شدن الیاف توسط زمینه بهتر صورت گرفته باشد، پیوند بین الیاف و زمینه قوی‌تر بوده و نیروی وارده به کامپوزیت به الیاف منتقل شده و استحکام بیشتری به دست آمده است. به عبارت دیگر مکانیزم غالب در شکست کامپوزیت استحکام بالا، برش الیاف است. در شکل ۱۶ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌ی کامپوزیتی که با استفاده از پارچه کربنی پوشش داده شده به‌وسیله نیکل در فشار ۳۰ MPa ساخته شده، نشان داده شده است. همان‌طور که در تصویر مشخص گردیده، در شکست این نمونه مکانیزم غالب، برش الیاف بوده ولی در برخی مناطق به صورت جزئی شاهد بیرون کشیده شدن الیاف از درون زمینه هستیم که به دلیل عدم وجود فصل مشترک قوی با زمینه یا عدم نفوذ مذاب آلومینیوم می‌باشد.



شکل ۱۶ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه کامپوزیتی زمینه آلومینیومی با الیاف پیوسته کربن در فشار ۳۰ MPa.

در نمونه‌ای که با استفاده از الیاف فلت کربن پوشش داده شده به وسیله نیکل در فشار ۳۰ MPa ساخته شده، مکانیزم شکست تا حدودی با نمونه ساخته شده با پارچه‌ی کربنی پوشش‌دار متفاوت می‌باشد. همان‌گونه که در شکل ۱۷ الف نشان داده شده است، در نمونه‌ای که با فلت کربنی ساخته شده است، به دلیل وجود پیوندهای شیمیایی قوی که در فصل مشترک الیاف و زمینه تشکیل گردیده‌اند، ترکی که از درون زمینه شروع به رشد کرده است، قادر به ایجاد جدایش زیادی در فصل مشترک بین الیاف و پوشش نیکل نبوده و در نتیجه سطح شکست کامپوزیت با شکست الیاف همراه می‌باشد. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که در این نمونه مذاب آلومینیوم توانسته بین الیاف موجود در فلت کربنی به صورت کامل نفوذ کند. به عبارت دیگر آغشته شدن الیاف توسط زمینه بهتر صورت گرفته و پیوند بین الیاف و زمینه قوی‌تر بوده و نیروی وارده به کامپوزیت به الیاف منتقل شده و استحکام بیشتری به دست آمده است. بنابراین مکانیزم شکست این نمونه، برش الیاف بوده است. شکل ۱۷-ب مربوط به سطح شکست نمونه‌ی کامپوزیتی زمینه آلومینیومی با الیاف کربن فاقد پوشش نیکل ساخته شده در فشار ۳۰ MPa است. در این نمونه مذاب آلومینیوم قادر به نفوذ درون دسته الیاف نشده و فقط الیاف بیرونی در دسته الیاف در تماس با مذاب قرار گرفته‌اند و مذاب فقط بین دسته‌های الیافی نفوذ کرده است.



شکل ۱۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه کامپوزیتی زمینه آلومینیومی با فلت کربن: (الف) با استفاده از الیاف کربن پوشش داده شده به وسیله نیکل. (ب) فاقد پوشش نیکل.

۵- نتیجه‌گیری

مهم‌ترین نتایج به دست آمده در این پژوهش به شرح زیر می‌باشد:

- (۱) با استفاده از روش الکتروولس می‌توان فلز نیکل را به صورت یکنواخت بر روی سطح الیاف کربن پوشش‌دهی نمود.
- (۲) در مورد پوشش‌دهی الیاف کربن به وسیله نیکل، در حین رسوب‌گذاری از محلول، در ابتدا فلز نیکل بر روی مکان‌هایی از سطح الیاف که دارای انرژی سطحی بالاتری می‌باشند، تا ضخامت حدود $0.2 \mu\text{m}$ رسوب کرده و سپس با ادامه رسوب‌گذاری، فلز نیکل در تمامی سطح الیاف گسترش می‌یابد.
- (۳) با توجه به نتیجه‌ی فوق، حداقل میزان ضخامت پوشش برای حصول پوشش یکنواخت بر روی الیاف حدود $0.2 \mu\text{m}$ می‌باشد.
- (۴) پوشش نیکل باعث افت در استحکام کششی الیاف کربن می‌گردد.
- (۵) با استفاده از روش ریخته‌گری کوبشی می‌توان کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با الیاف پیوسته کربن را تولید نمود.
- (۶) پوشش نیکل دارای تأثیر بسزایی بر استحکام کششی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با الیاف پیوسته کربن می‌باشد، به طوری که نمونه‌های کامپوزیتی ساخته شده با استفاده از الیاف کربن پوشش داده شده به وسیله نیکل، دارای استحکام کششی در حدود ۲ تا ۳ برابر استحکام کششی نمونه‌های ساخته شده به وسیله الیاف کربن بدون پوشش می‌باشند.
- (۷) در مورد نمونه‌های کامپوزیتی که در کسر حجمی ۳۰٪ با استفاده از الیاف کربن پوشش داده شده به وسیله نیکل ساخته

شده‌اند، بالاترین استحکام مربوط به نمونه با تقویت‌کننده‌ی فلت کربنی با استحکام کششی به میزان ۴۶۳ MPa می‌باشد. (۸) استفاده نمودن از الیاف کربنی پوشش داده شده همراه با اعمال فشار در طی انجماد باعث بهبود خواص مکانیکی قطعات از جمله سختی به میزان حدود دو برابر و استحکام نهایی به میزان بیش از دو برابر نسبت به نمونه غیر کامپوزیتی منجمد شده بدون اعمال فشار شد.

Authorship Contribution Statement

Dr. Ali Alizadeh	Biography: Ali Alizadeh, an Associate Professor of Mechanical Engineering at Malek Ashtar University of Technology, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies Tehran, Iran. Contribution Statement: Conceptualization, Resources, Data Curation, Supervision, Project administration, Writing - Review & Editing
Seyed Ehsan Nasiri	Biography: Seyed Ehsan Nasiri received the M.Sc. degree from Malek Ashtar University of Technology, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies Tehran, Iran. Contribution Statement: Visualization, Writing - Review & Editing.
Mohsen Heydari Beni	Biography: Mohsen Heydari Beni is a Phd student at Malek Ashtar University of Technology, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies Tehran, Iran. Contribution Statement: Conceptualization, Methodology, Validation, formal analysis, investigation, Software, Visualization, Writing - Original Draft

۶- مراجع

- [1] Meratian M, Jalaly M. Metal Matrix Composites, Jahad Daneshgahi IUT Publication, 2008, Persian translation of the book by Chawla N, Chawla K, Springer, 2006.
- [2] Chawla K. Fibrous materials; Cambridge university press, 2016.
- [3] Rosso M. Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties. Journal of materials processing technology. 2006; 175(1-3): 364-375.
- [4] Ștefănescu D M. Issues in liquid processing of particulate metal matrix composites. Key Engineering Materials. 1993; 79: 75-90.
- [5] Taha M A. Practicalization of cast metal matrix composites (MMCCs). Materials & Design. 2001; 22(6): 431-441.
- [6] Kainer K U. Basics of metal matrix composites; Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering, 2006: 1-54.
- [7] Hatch John E. Aluminum: properties and physical metallurgy; Metal Parks, Ohio: American Society for Metals, 1984: 17.
- [8] Libin Z, Jintao H. Metal matrix composites in China. Journal of Materials Processing Technology. 1998; 75(1-3): 1-5.
- [9] Hajjari E, Divandari M, Mirhabibi A R. The study of electroless coating of nickel on carbon fibers. Iranian Journal of Materials Science & Engineering. 2004; 1(1): 3-48.
- [10] Urena A, Rams J, Escalera M D, Sanchez M. Effect of copper electroless coatings on the interaction between a molten Al-Si-Mg alloy and coated short carbon fibres. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2007; 38(8): 1947-1956.
- [11] Fan C H, Chen Z H, He W Q, Chen J H, Chen D. Effects of the casting temperature on microstructure and mechanical properties of the squeeze-cast Al-Zn-Mg-Cu alloy. Journal of Alloys and Compounds. 2010; 504(2): L42-L45.

- [12] Maleki A, Shafyei A, Niroumand B. Effects of squeeze casting parameters on the microstructure of LM13 alloy. *Journal of materials processing technology*. 2009; 209(8): 3790-3797.
- [13] Hajjari E, Divandari M. An investigation on the microstructure and tensile properties of direct squeeze cast and gravity die cast 2024 wrought Al alloy. *Materials & Design*. 2008; 29(9): 1685-1689.
- [14] Chatterjee S, DAS AA. Some observations on the effect of pressure on the solidification of Al-Si eutectic alloys, 1973.
- [15] Huang C Y, Mo W W, Roan M L. The influence of heat treatment on electroless-nickel coated fibre (ENCF) on the mechanical properties and EMI shielding of ENCF reinforced ABS polymeric composites. *Surface and Coatings Technology*. 2004; 184(2-3): 123-132.
- [16] Chen C K, Feng H M, Lin H C, Hon M H. The effect of heat treatment on the microstructure of electroless Ni-P coatings containing SiC particles. *Thin Solid Films*. 2002; 416(1-2): 31-37.
- [17] Zhang J, Liu S, Zhang Y, Dong Y, Lu Y, Li T. Fabrication of woven carbon fibers reinforced Al-Mg (95-5 wt%) matrix composites by an electromagnetic casting process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015; 226: 78-84.
- [18] Hajjari E, Divandari M, Mirhabibi A R. The effect of applied pressure on fracture surface and tensile properties of nickel coated continuous carbon fiber reinforced aluminum composites fabricated by squeeze casting. *Materials & Design (1980-2015)*. 2010; 31(5): 2381-2386.
- [19] Rams J, Urena A, Escalera M D, Sanchez M. Electroless nickel coated short carbon fibres in aluminium matrix composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2007; 38(2): 566-575.
- [20] Sánchez M, Rams J, Ureña A. Fabrication of aluminium composites reinforced with carbon fibres by a centrifugal infiltration process. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2010; 41(11): 1605-1611.
- [21] Lin G, ZHANG H W, LI H Z, GUAN L N, HUANG L J. Effects of Mg content on microstructure and mechanical properties of SiCp/Al-Mg composites fabricated by semi-solid stirring technique. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2010; 20(10): 1851-1855.
- [22] Graham A H, Lindsay R W, Read H J. The structure and mechanical properties of electroless nickel. *Journal of the Electrochemical Society*. 1965; 112(4): 401.
- [23] Taheri-Ardebili A. Evaluation of electroless nickel-phosphorus (EN) coatings (Doctoral dissertation, University of Saskatchewan).
- [24] Ip S W, Sridhar R, Toguri J M, Stephenson T F, Warner A E. Wettability of nickel coated graphite by aluminum. *Materials Science and Engineering: A*. 1998; 244(1): 31-38.
- [25] Pearsall D M. *Paleoethnobotany: a handbook of procedures*. Routledge; 2016.
- [26] Maleki A, Niroumand B, Shafyei A. Effects of squeeze casting parameters on density, macrostructure and hardness of LM13 alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2006; 428(1-2): 135-140.
- [27] Bindumadhavan P N, Chia T K, Chandrasekaran M, Wah H K, Lam L N, Prabhakar O. Effect of particle-porosity clusters on tribological behavior of cast aluminum alloy A356-SiCp metal matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*. 2001; 315(1-2): 217-226.
- [28] Rooy E L. *Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys*. 1990; 2: 1-27.
- [29] Urena A, Rams J, Escalera M D, Sanchez M. Characterization of interfacial mechanical properties in carbon fiber/aluminium matrix composites by the nanoindentation technique. *Composites science and technology*. 2005; 65(13): 2025-2038.