

Investigation on the wear behavior of Al/Al₂O₃/Gr hybrid composite made by centrifugal casting method

Ali Alizadeh ^{a*}, Mohsen Heydari Beni ^a, Masoud Altafi ^a, Jafar Eskandari Jam ^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, Heydari Beni M, Altafi M, Eskandari Jam J. Investigation on the wear behavior of Al/Al₂O₃/Gr hybrid composite made by centrifugal casting method. *Mechanics of Advanced and Smart Materials*. 2023;3(3):285-309.

 <https://10.61186/masm.3.3.285>

KEYWORDS

Hybrid composite,
Centrifugal casting,
Wear,
Graphite,
Alumina.

ABSTRACT

The hybrid composite made of aluminum matrix reinforced with alumina and graphite particles was prepared by vortex casting and centrifugal casting and its tribological behavior was investigated. The wear test was performed with a sliding speed of 60 cm/s and a force of 30 N. The results showed that by adding graphite and alumina to the aluminum matrix, the wear resistance of the hybrid composite increased. The amount of graphite in the hybrid composite has a great effect on the wear rate, so that adding it up to an optimal amount leads to a decrease in the wear rate and its further increase leads to an increase in the wear rate. With the presence of alumina particles, hardness decreased and wear resistance increased. The Al-Al₂O₃-Gr hybrid composite showed a much better wear rate than the matrix alloy as well as the Al-Gr composite. Al-Gr composite had a higher wear rate than the matrix alloy due to the high amount of graphite and the absence of alumina particles. The results of scanning electron microscope at the wear surface showed that in the matrix alloy, the wear mechanism is a combination of adhesive, scratching and indentation mechanisms, while in composites, the dominant wear mechanism is scratching and indentation mechanisms.

Extended Abstract

1. Introduction

Metal matrix composites are new kind of materials in which ceramic reinforcement is added to the metal matrix to improve properties such as specific strength, wear resistance, corrosion resistance, and elastic modulus [1]. Aluminum alloys have many uses in various industries, including automobile and aircraft industries. The problem of aluminum alloys is their low wear resistance. To solve this problem, the compositing of aluminum alloys has been considered. Aluminum matrix composites are one of the metal matrix composites that have better wear resistance than the matrix alloy [2]. Particle-reinforced metal matrix composites are widely used for tribological applications due to their good wear resistance. These composites are constantly being improved due to their low density, high strength and better wear resistance [3]. Aluminum-graphite composites provide many properties such as good machinability, good thermal conductivity, high vibration absorption ability, high Self-lubricating performance and better tribological properties. Therefore, aluminum-graphite composites are suitable in the automotive industry for making wear-resistant components such as engine pistons and cylinder bushings [4-6]. Aluminum-graphite casting composites are produced by various methods such as sand casting,

* Corresponding author. Tel.: +989125184189

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

DOI: <https://10.61186/masm.3.3.285>.

Received: October 24, 2023; Received in revised form: November 20, 2023; Accepted: December 05, 2023.

© Author



diecast casting, centrifugal casting and pressure casting [7]. In a research, the wear properties of aluminum alloy A356 matrix composite reinforced with graphite particles were investigated and it was reported that the composite with 8% by weight of graphite particles showed a high wear rate, while the composites with 4 and 6% by weight of graphite showed the lowest wear rate [8]. To prevent the reduction of mechanical properties of matrix due to the increase of graphite, hard reinforcing particles such as SiC, Al₂O₃ and B₄C are added to the composite along with soft particles, which results in a hybrid composite with better wear properties [10]. Suresha et al. [11] investigated the wear properties of Al-Graphite and Al-SiC-Graphite composites. It was observed that the addition of secondary SiC particles to the Al-Graphite composite has reduced the rate of loss in the composite mechanical properties, and as a result, the wear rate is reduced and better tribological properties are obtained. Functionally graded materials are new engineering materials that have multiple behaviors and functions and have wide applications in the fields of automobile manufacturing, aerospace, military, electronics, medicine and energy engineering. There are various methods for producing gradual materials, such as: centrifugal casting, settling, infiltration, spray casting and laser melt processing. Centrifugal casting is the simplest and efficient method that can produce engineering components with large size and high number [12]. In this research, an attempt has been made to investigate the wear behavior of Al-Gr composite and Al-Gr-Al₂O₃ hybrid composites prepared by centrifugal casting method. The influence of the mold rotation speed and the amount of added graphite on the amount of graphite in the inner layer of the samples and consequently on the wear behavior has been discussed and the changes in the hardness of the samples have been reported. Also, the role of the lubricant layer formed between the sliding surfaces is discussed and its performance in reducing the wear rate is presented.

1. Method and Materials

In this research, A356 alloy was used as the matrix with the composition that presented in Table 1. Graphite powder (with an average size of 110 microns) and alumina powder (with a size of 60 microns and purity of 99.6%) were used as reinforcements. Figure 1 shows the SEM images of the powders.

Table 1. Chemical composition of aluminum alloy A356

Element	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Pb
Weight percent	rest	7.01	0.15	0.05	<0.03	0.43	<0.03	0.05	<0.01

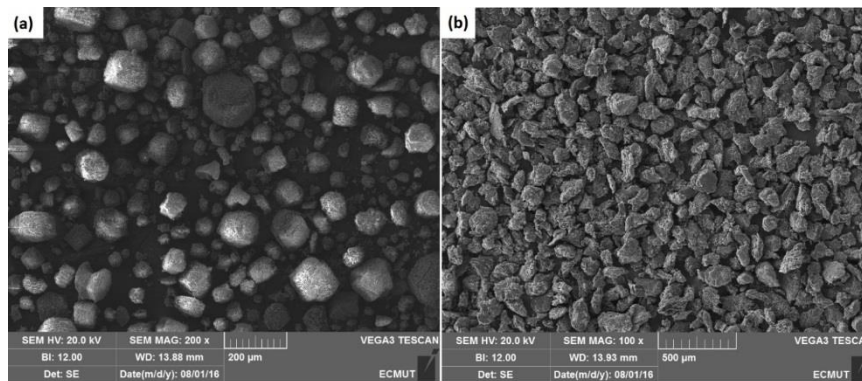


Figure 1. SEM image of (a) Al₂O₃ and (b) graphite powder

A356 aluminum parts with a weight of about 300gr were placed in the furnace by a graphite bush and melted at a temperature of 850°. In order to prepare composite samples, mixed alumina and graphite powders were preheated to 200°C and added to aluminum melt. A mechanical stirrer with a speed of 700 rpm was used to stir and uniformly distribute the particles. The stirrer is made of graphite and has 3 blades with an angle of 45 degrees. Figure 2 shows the schematic design of the graphite stirrer.

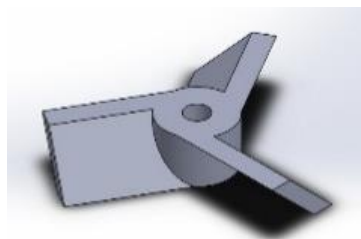


Figure 2. Schematic design of graphite stirrer

After stirring for 3 minutes, the melt was removed from the slag and poured into the steel mold of the centrifugal device which preheated to a temperature of 200°. After 2 minutes of rotation and complete solidification, the device was turned off and the sample was removed from the mold. The cast piece has a length of 5 cm, an external diameter of 7 cm and a thickness of 1.5 cm (As shown in Figure 3). The specifications of the prepared samples are given in Table 2. xGyAz is used to identify the samples, where x, y and z represent the graphite volume fraction, alumina volume fraction and mold rotation speed, respectively. Also, the volume fraction of graphite in the inner layer of the samples is mentioned in Table 2.

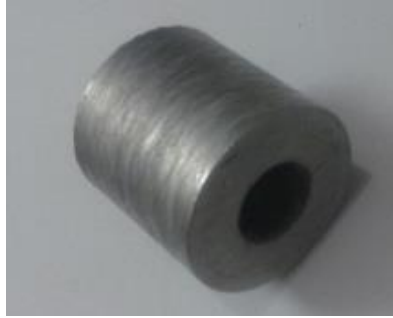


Figure 3. Cast piece

Table 2. Specifications of cast samples

Sample number	Sample name	Precipitation temperature (°C)	Alumina percentage	Graphite percentage	mold Speed (RPM)	Inner layer graphite (vol %)
1	3G3A1000	850 °C	3	3	1000	22.3
2	5G3A1000	850 °C	3	5	1000	25.9
3	7G3A1000	850 °C	3	7	1000	23.06
4	3G3A1500	850 °C	3	3	1500	20.8
5	5G3A1500	850 °C	3	5	1500	23.95
6	7G3A1500	850 °C	3	7	1500	20.9
7	3G3A2000	850 °C	3	3	2000	25.15
8	5G3A2000	850 °C	3	5	2000	26.64
9	7G3A2000	850 °C	3	7	2000	33.54
10	A11500	850 °C	0	0	1500	0
11	3G1500	850 °C	0	5	1500	39.4

The hardness of the samples was measured with a Brinell hardness tester with a load of 125 Kg and a ball diameter of 5 mm, based on the ASTM E10-15a standard, and the loading time was 30 seconds. Hardness test was done from three different cross-sectional areas of each sample. These areas are, respectively, the outer area without graphite, the border between the inner and outer areas, and the inner area with graphite particles. The wear test of the samples was done with a pin-on-disk type wear test machine. Samples with a diameter of 10 mm and an approximate length of 15 mm were prepared. Figure 4 schematically shows the cut place of the wear sample. The disk in front of the pins was made of surface-hardened steel (hardness 65 HRC). The wear test was performed with 30 N load, sliding speed 60 cm/s and a distance of 1500 m based on ASTM G99 standard.

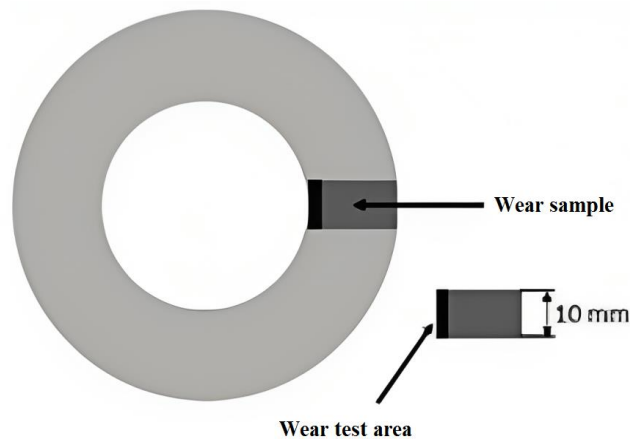


Figure 4. Cutting place of the wear sample

To observe the microstructure and distribution of particles, an Olympus BX51M optical microscope with a maximum magnification of 1000 times was used. Scanning electron microscope was also used to check phases, wear levels and morphology of powders. This microscope was made by TESCAN and model WEGA3 XMU, which is equipped with an EDS detector made by Oxford Instruments.

2. Results and Discussion

2.1. Distribution of graphite and alumina particles

Figure 5 shows the macroscopic image of the cross-section of the composite samples and the microstructure of these areas as well as the outer edge. As shown in this figure, the sample is formed from two separate layers, an internal and an external one. The inner region contains graphite and alumina particles, while the outer region is empty of graphite particles. Graphite particles have accumulated in the inner area due to their lower density than aluminum melt. Alumina particles are spread over the entire cross-sectional area, which gradually have a higher volume fraction from the inner part of the sample to the outer parts. This is due to the higher density of alumina particles than aluminum melt. It is important to mention that at the outer edge of the samples, due to the high freezing speed, a small number of graphite particles are trapped and obviously reach the inner region (Figure 5-d). The contact of the outer edge of the sample with the inner mold is the reason for the high freezing speed of this area.

In centrifugal casting of composite, the lighter particles than the matrix are separated around the rotation axis, but the heavier particles move to areas away from the rotation axis and produce two areas: with and without particles [13]. The movement of solid particles in the viscous fluid under the centrifugal force can be identified by the Stokes Law. Therefore, the radial speed of the particles under the centrifugal force, dx/dt , is stated with the following equation [14]:

$$\frac{dx}{dt} = \frac{|\rho_p - \rho_m|}{18\eta} GgD_p^2 \quad (1)$$

ρ_p is the particle density, ρ_m is the matrix density, D_p is the particle diameter and η is the viscosity [15]. G is the ratio of centrifugal force to gravitational force and is defined by the following equation [16]:

$$G = \frac{\omega^2 r}{g} \quad (2)$$

where r is the radius of the cast cylinder (m), ω is the rotation speed of the mold (radians per second) and g is the gravitational acceleration.

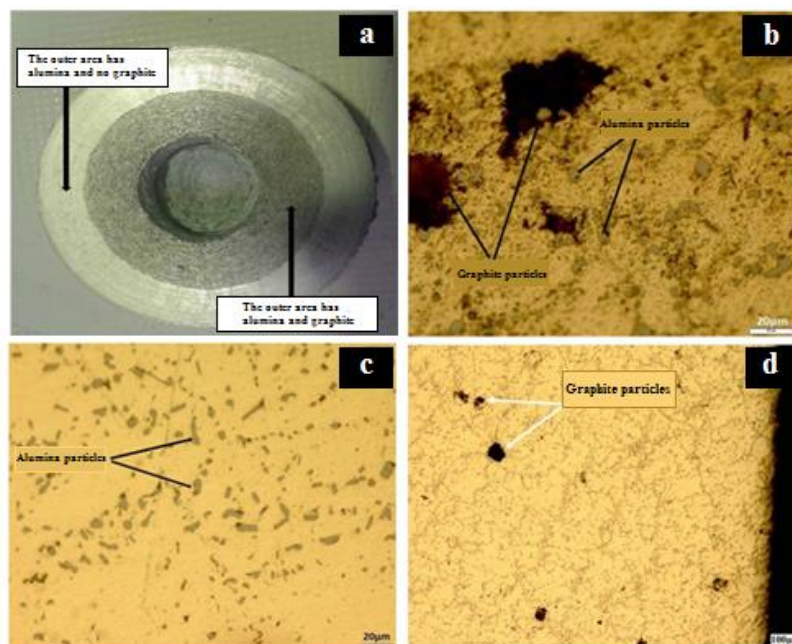


Figure 5. a) Cross-section Macroscopic image of composite samples, b) microstructure of inner area, c) microstructure of outer area and d) graphite particles trapped on the outer edge

The volume fraction of graphite particles in the inner layer changes with the change of the mold rotation speed and the volume fraction of graphite particles added to the melt. Also, the presence of alumina particles interferes with graphite particles and acts as a barrier against their movement to the inner area. Therefore, graphite particles cannot reach the inner area completely. In the Al-Gr composite, due to the free movement of graphite particles and the absence of alumina particles, graphite particles accumulate more in the inner area and cause a high volume fraction, which is shown in Figure 6.

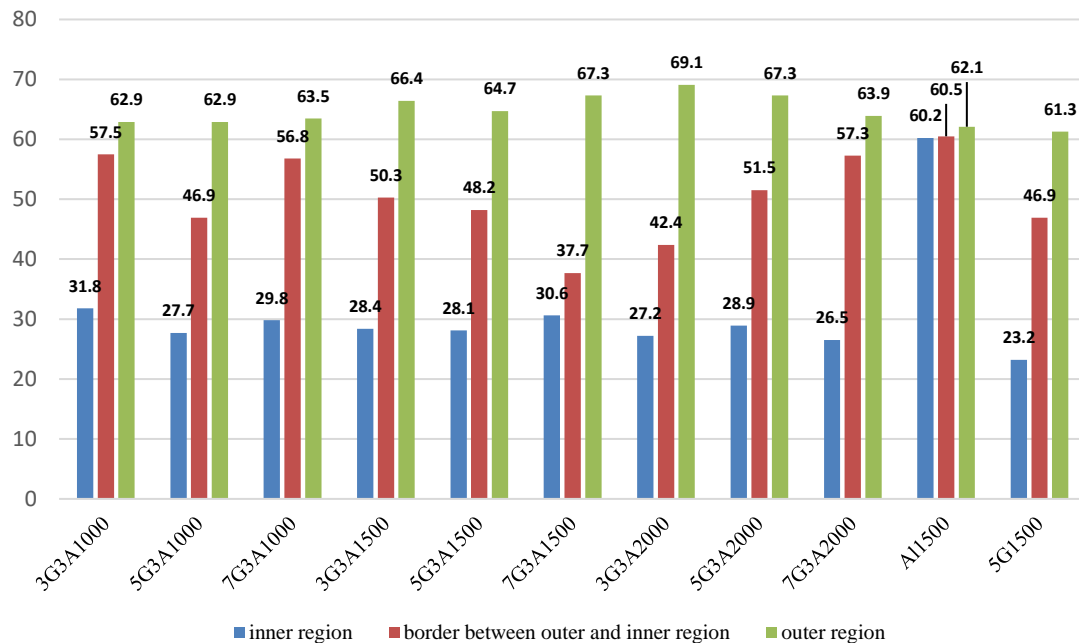


Figure 6. The results of hardness measurement in the outer, middle and inner regions of the samples

3.2. Hardness

Figure 6 shows the hardness of the samples in the outer region, the border of the outer and inner region, and the inner region. As it is known, the hardness has decreased from the outer region to the inner region. This is due to the presence of graphite particles, which increases the hardness more. The lowest hardness of each sample corresponds to the inner layer with high graphite.

The decrease in hardness is firstly due to the increase in porosity due to the addition of graphite, which causes easy flow of the material into the holes without any obstruction. Secondly, the nature and essence of graphite has reduced the hardness. Phase graphite is soft and has low hardness, and it consists of a layered structure that these layers are connected with a weak force. Due to these properties, graphite is easily cut and is subjected to the compressive force of hardness testing [17, 18]. The presence of alumina particles in the outer region has caused a slight increase in the hardness of the outer region. The comparison of the hardness of this region in the composite samples with the aluminum sample without reinforcing particles (Al1500 sample) is clear. Comparing the hardness of the inner, middle and outer region of the Al1500 sample shows a very small increase in the hardness of the outer region, which is related to the finer grain size in this region. The hardness of metals depends on the grain size and increases with the decrease of the grain size. Based on the Hall-Patch relationship for hardness, the relationship between hardness and grain size is expressed as follows [19, 20].

$$H = H_0 + K_H d^{-1/2} \quad (3)$$

where H is the hardness, d is the average grain size, K_H is constant and H_0 is the hardness of the metal in the case that the grain size is assumed to be infinitely large. Figure 7 shows the microstructure and grain size of the outer and inner regions of the Al1500 sample. According to this figure, the difference in granulation size of the alloy is clear and the outer region has finer grain size than the inner region. This finer grain size is due to the higher freezing rate of the outer region.

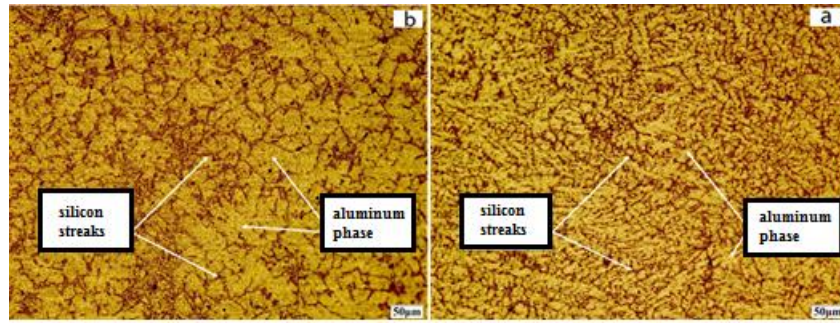


Figure 7. Microstructure of a) outer region and b) inner region of Al1500 sample

3.3. Wear

In order to show the effect of the presence of graphite particles on wear, the electron microscope image of the surface and wear particles of aluminum without reinforcement (Al1500 sample) and its EDS analysis are shown in Figure 8. The aluminum sample without reinforcing particles has a high wear rate due to the direct metal-metal contact of the wear surfaces and its value has reached $3.9496 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{mm}^3$. The presence of parallel scratches, pits and roughness on the surface as well as coarse and sheet-shaped wear particles (Figure 8-b) indicates that the alloy wear mechanism is probably a combination of scratch wear, sheet wear and adhesive wear. These mechanisms cause a lot of material losses and increase the wear rate. The coefficient of friction in this sample is higher than the composite samples and has reached 0.8837. The chemical analysis of the wear surface of the Al1500 sample (presented in Figure 8-c) shows the presence of significant amounts of iron and oxygen, which indicates the formation of an oxide tribology layer on the wear surface. As a result of frictional and adhesive wear mechanisms, parts of the tribology layer have become sluggish and could not maintain their continuity. The iron present in the tribological layer has been transferred from the wear of the steel disc to the wear surface and indicates the wear of the steel disc.

The wear rate and friction coefficient of Al-Gr-Al₂O₃ hybrid composites based on the amount of graphite in the inner layer are shown in Figure 9. Samples 1 to 8, which have the same amount of graphite in the inner layer, have similar wear rate and friction coefficient and do not show much difference. The friction coefficient shows a slight decrease compared to the Al1500 sample. The volume fraction of graphite particles, their size and morphology are effective in forming the lubricant layer. Coarse particles act more effectively than fine particles and can easily form a lubricant layer [23], therefore, in this research, coarse graphite particles (with an average size of 110 microns) were used.

To calculate the wear rate, the amount of mass reduced during wear, wear distance and sample density are used. Following equation shows the relationship between these parameters.

$$W = \frac{m_1/\rho}{s} \quad (4)$$

where W is the wear rate in mm^3/m , m_1 is the mass reduction rate in g, ρ is the sample density in g/mm^3 and s is the sliding distance in m [8].

The surface of the samples is covered with a graphite lubricant layer and direct metal-metal contact during wear is prevented. Figure 10 shows the SEM image and EDS analysis of the Al-Gr-Al₂O₃ hybrid composite wear surface. The amount of graphite in the inner layer is not enough to cover the entire surface of the sample. Cracks on the wear surface, pits, and parallel scratches can be signs of scratching and indentation wear. Figure 10-b shows this indentation, which increases the wear rate and increases the friction coefficient. The elemental analysis presented in Figure 10 shows the presence of a significant amount of carbon on the wear surface, which is related to the graphite layer. Increasing the internal layer graphite (in the 7G3A2000 sample) causes a more continuous and complete graphite layer to form on the wear surface. This makes the graphite layer work more effectively and as a result reduces the wear rate and friction coefficient of the sample. As shown in the diagram of Figure 8, the 7G3A2000 sample has the lowest wear rate among hybrid composites ($1.8421 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{mm}^3$) and its friction coefficient has decreased to 0.6374.

Adding graphite to the matrix affects the wear rate in two different ways. On the one hand, graphite particles increase the wear resistance and reduce the wear rate by creating a lubricant layer between the sliding surfaces and reducing the friction coefficient. On the other hand, it causes a decrease in the hardness, fracture toughness, formability and strength of the matrix, and consequently the wear rate increases. In this research, the 7G3A2000

sample with the amount of graphite in the inner layer of 33/54% vol shows the best wear behavior and the further increase of graphite shows the increase in the wear rate (5G1500 sample). The SEM image of the wear surface of this sample (Figure 11-a) shows a continuous and complete graphite layer, which has increased its wear resistance. The EDS analysis of the wear surface presented in Figure 11-b shows the presence of a larger amount of carbon element in the wear surface compared to the previous samples.

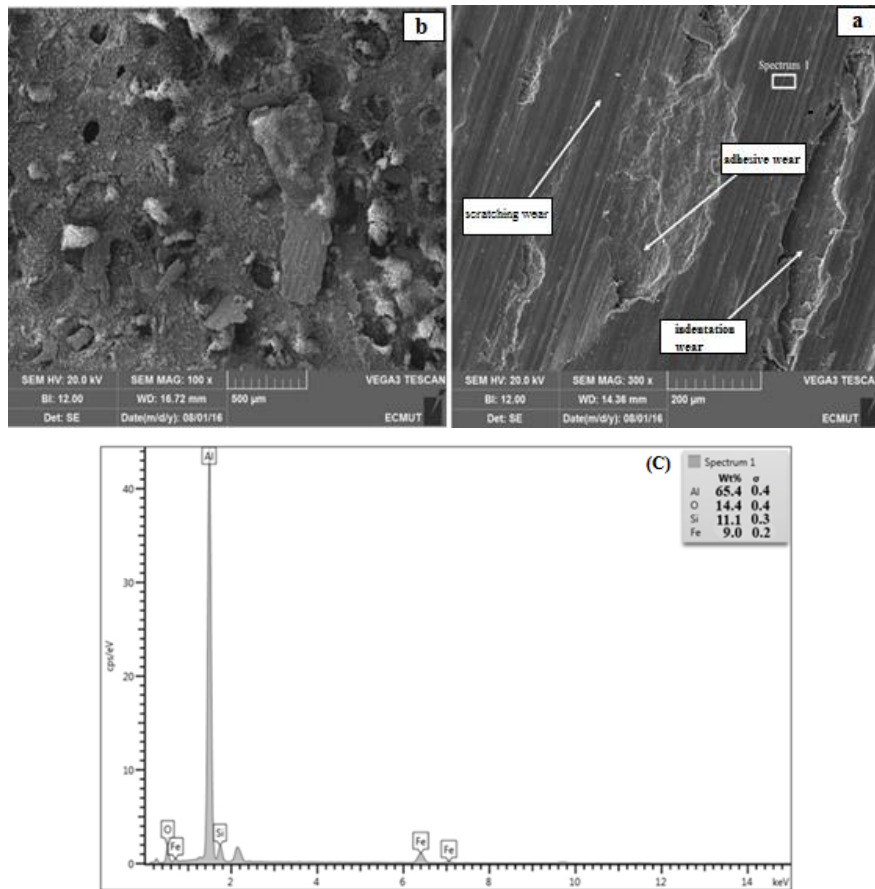


Figure 8. SEM image of 1500Al sample a) wear surface, b) wear particles and c) EDS analysis of wear surface.

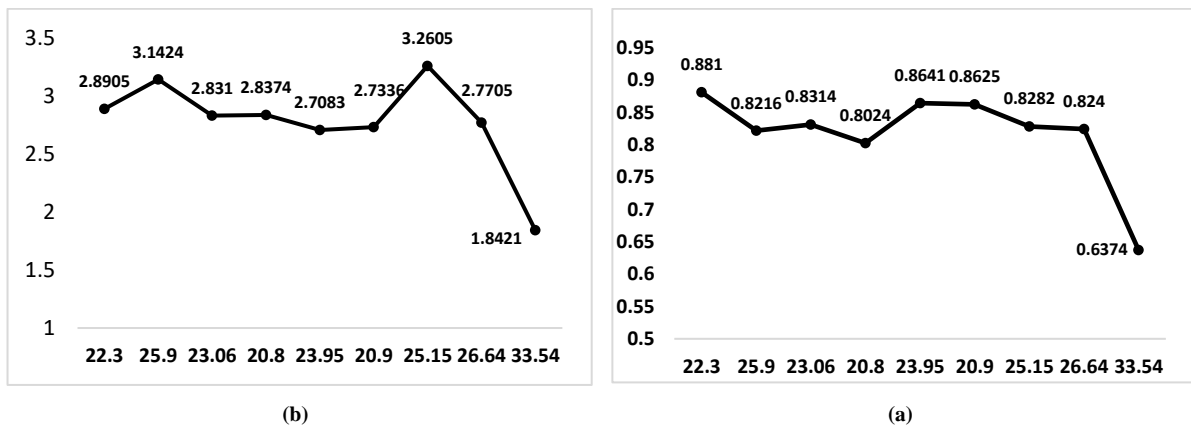


Figure 9. a) wear rate and b) friction coefficient of different samples based on the graphite volume fraction of the inner layer.

Due to the decrease in fracture toughness and increase in the brittleness of the material due to the addition of graphite, the size of the abrasive particles decreases. Figure 12 shows the wear particles of the hybrid composite. Comparing these particles with the wear particles of Al1500 sample (Figure 6-b) shows the smaller size of the wear particles of the composite sample. In the Al1500 sample, very large particles (more than 500 microns in size) can be seen, which are not seen in the composite sample. So it can be said that the presence of graphite particles has reduced the fracture toughness and brittleness of the composite sample and the particle size has decreased.

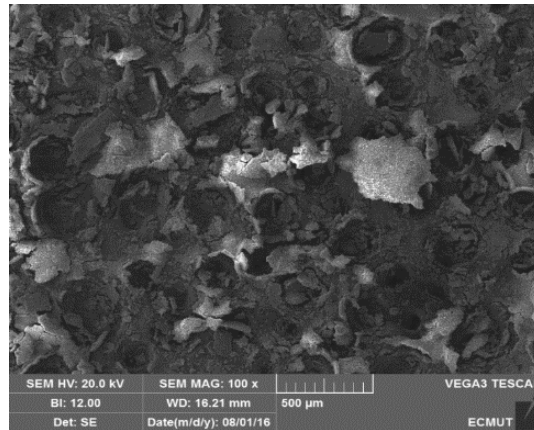


Figure 12. Al-Gr-Al₂O₃ hybrid composite wear particles

The 5G1500 sample suffered a severe decrease in hardness due to the high volume fraction of graphite on the one hand and due to the absence of alumina particles on the other hand. The loss of mechanical properties causes the sample to easily crack and not be able to withstand the applied stresses. Also, the possibility of agglomerate particles (due to the high amount of graphite) has increased. Agglomerated particles are suitable places for crack germination and destruction of the wear surface. Figure 13 shows the wear surface, the pits caused by the scraping of the sample surface and the wear particles of the 5G1500 sample. Like hybrid composites, the wear particles of this composite are finer than the wear particles of aluminum alloy without reinforcing particles, which indicates a reduction in fracture toughness. The presence of surface cracks in different areas is obvious. These cracks have grown from the subsurface areas and reached the surface and caused the surface of the sample to peel off. Therefore, it can be said that the dominant wear mechanism in this sample is indentation wear along with scratching wear. Guo et al. [18] also observed a similar result. They reported that surface cracks increased in the composite containing high amount of graphite. They stated the reason for this is the decrease in toughness and formability of the composite due to high graphite in the sample.

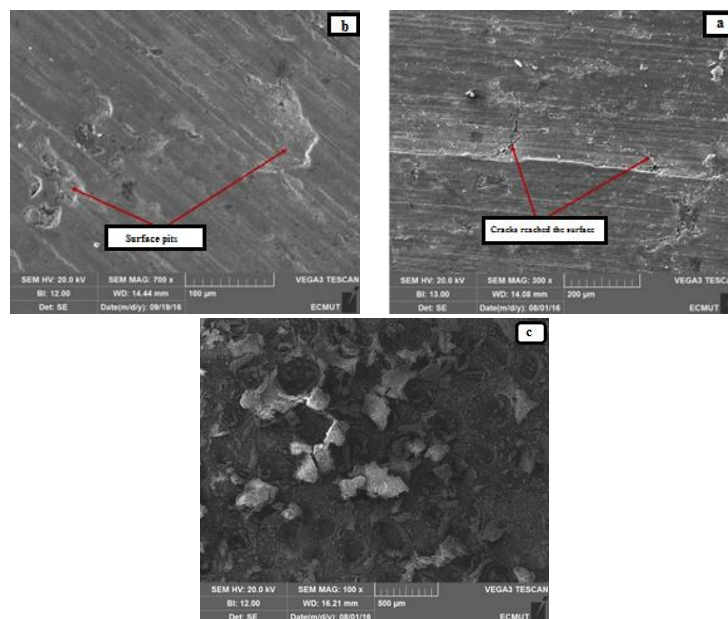


Figure 13. a) SEM image of the wear surface with surface cracks, b) surface pits caused by wear and c) wear particles of sample 5G1500

The decrease in the mechanical properties of the matrix due to the presence of a high volume fraction of graphite has overcome the performance of the lubricant layer and eliminated its effect. Therefore, the wear rate has increased and even exceeded the matrix alloy. Figure 13 compares the wear rate of 5G1500 sample with A11500 and 7G3A2000 samples. 5G1500 sample shows the highest and 7G3A2000 sample shows the lowest amount of wear. In the sample of 5G1500, the presence of a high amount of graphite reduces the coefficient of friction (0.6548), but because the loss of its mechanical properties is high, it loses its wear resistance and the wear rate increases.

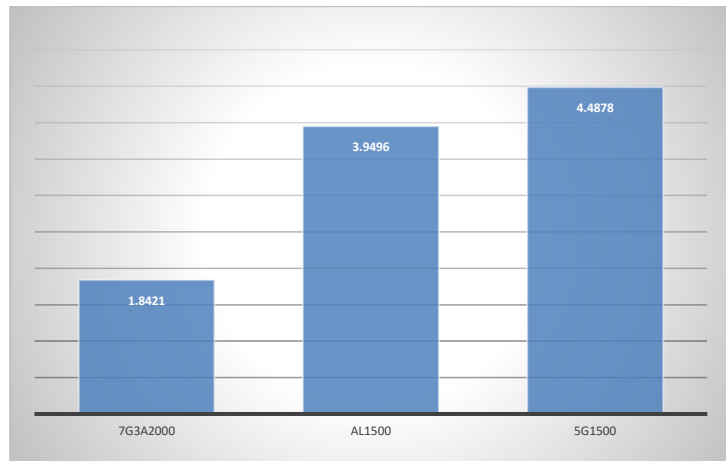


Figure 13. Comparison of wear rate of 7G3A2000, Al1500 and 5G1500 samples

3. Conclusion

In this research, the wear behavior of Al/Al₂O₃/Gr hybrid composite prepared by centrifugal casting method has been investigated. The results indicate that:

1. As a result of the centrifugal force, graphite particles accumulated in the inner region and alumina particles were distributed in the entire cross-sectional area, noting that the accumulation of alumina particles in the outer regions is more than the inner regions.
2. The addition of graphite particles decreased the hardness of the matrix from about 60 Brinell to 23.2 Brinell.
3. Adding graphite particles to the matrix alloy improved the wear properties of the composite, which is due to the formation of a lubricant layer between the two wear surfaces. The wear rate showed an improvement of 53.3% and the friction coefficient showed a decrease of 30.7%.
4. Graphite particles have two different effects on wear. On the one hand, by forming a lubricant layer, it reduces the wear rate, and on the other hand, by reducing the hardness of the matrix, it increases it. Therefore, the optimal amount of graphite is needed to improve wear resistance. In this research, the amount of graphite 33.5% along with alumina particles shows the best wear resistance. More and less graphite amounts have increased the wear rate.
5. The addition of graphite particles to the matrix reduced the size of the wear particles, which is due to the decrease in the fracture toughness of the composite.



بررسی رفتار تریبولوژیکی کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیوم تقویت شده با ذرات آلومینا و گرافیت تهیه شده به روش ریخته گری گریز از مرکز

علی علیزاده الف*، محسن حیدری بنی ب، مسعود الطافی ج، جعفر اسکندری جم د

الف دانشیار، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران. a.alizadeh@mut.ac.ir
 ب دانشجوی دکتری، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران. mohsenheydari1371@gmail.com
 ج کارشناسی ارشد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران. altafi@yahoo.com
 د استاد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران. eskandari@mut.ac.ir

چکیده	واژگان کلیدی
در پژوهش حاضر، کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیوم تقویت شده با ذرات آلومینا و گرافیت به روش ریخته گری گردابی همراه با ریخته گری گریز از مرکز تهیه و رفتار تریبولوژیکی آن بررسی شد. تست سایش با سرعت لغزش ۶۰ cm/s و با نیروی ۳۰ N انجام گردید. نتایج نشان داد که با افزودن گرافیت و آلومینا به زمینه آلومینیوم، مقاومت سایشی کامپوزیت هیبریدی افزایش می یابد. مقدار گرافیت در کامپوزیت هیبریدی تأثیر زیادی بر نرخ سایش داشت و افزودن آن تا یک مقدار بهینه منجر به کاهش نرخ سایش و افزایش بیشتر آن، افزایش نرخ سایش را در پی دارد. با وجود ذرات آلومینا، سختی کمتر کاهش یافته و مقاومت سایشی افزایش پیدا کرد. کامپوزیت هیبریدی Al-Al ₂ O ₃ -Gr نرخ سایشی بسیار بهتری از آلیاژ زمینه و همچنین کامپوزیت Al-Gr نشان داد. کامپوزیت Al-Gr به دلیل مقدار بالای گرافیت و نبود ذرات آلومینا نرخ سایش زیادتری حتی از آلیاژ زمینه داشت. بر روی های میکرو سکوپ الکترونی روبه شی سطوح سایش نشان داد که در آلیاژ زمینه مکانیزم سایش، ترکیبی از مکانیزم های چسبان، خراشان و تورقی است در حالی که در کامپوزیت ها، مکانیزم غالب سایش خراشان و تورقی است.	کامپوزیت هیبریدی، ریخته گری گریز از مرکز، سایش، گرافیت، آلومینا.
	تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۰۹/۰۲
	تاریخ بازنگری: ۱۴۰۲/۰۳/۰۱
	تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۰۳/۲۰

۱- مقدمه

کامپوزیت های زمینه فلزی مواد مهندسی جدیدی هستند که در آن تقویت کننده ی سرامیکی به زمینه ی فلزی اضافه می شود تا خواصی مانند استحکام ویژه، مقاومت سایشی، مقاومت خوردگی و مدول الاستیک بهبود یابد [۱]. آلیاژهای آلومینیوم کاربردهای زیادی در انواع صنایع از جمله صنایع اتومبیل سازی و هواپیمایی دارند. مشکل آلیاژهای آلومینیوم مقاومت سایشی پایین آن هاست. برای رفع این مشکل کامپوزیت سازی آلیاژهای آلومینیوم مورد توجه قرار گرفته است. کامپوزیت های زمینه آلومینیومی جزء کامپوزیت های زمینه فلزی بوده که نسبت به آلیاژ زمینه دارای مقاومت سایشی بهتری هستند [۲]. کامپوزیت های زمینه فلزی تقویت شده با ذره به دلیل مقاومت سایشی خوب به طور گسترده برای کاربردهای تریبولوژیکی^۱ به کار می روند. این کامپوزیت ها به دلیل چگالی پایین، استحکام بالا و مقاومت سایشی بهتر به طور پیوسته در حال پیشرفت هستند [۳]. مشکلات روانکاری در

¹ Tribological

محیط‌های دما بالا باعث شده است تا در این محیط‌ها استفاده از مواد روغنی و گریس امکان‌پذیر نباشد. بنابراین نیاز به روانکارهای جامد در این شرایط گسترش یافته است. نیاز به توسعه مواد پیشرفته که در رنج دمایی گسترده با خاصیت خودروانکاری^۲ عالی کار کند، ضروری است. در بین این مواد کوشش‌های زیادی روی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم تقویت‌شده با ذرات گرافیت انجام شده است [۳]. خودروانکاری قابلیت ماده برای انتقال روانکارهای جامد، مانند گرافیت، به سطح تماس ماده است که باعث کاهش نرخ سایش و ضریب اصطکاک می‌شود. آلومینیوم تقویت‌شده با موادی مانند گرافیت، به‌عنوان کامپوزیت زمینه آلومینیوم خودروانکار شناخته می‌شود [۴]. کامپوزیت‌های آلومینیوم-گرافیت خواصی مانند ماشین‌کاری خوب، رسانایی حرارتی خوب، توانایی جذب ارتعاش بالا، عملکرد بالای خودروانکاری و خواص تریبولوژیکی بهتر را فراهم می‌آورد. از این رو کامپوزیت‌های خودروانکار آلومینیوم-گرافیت در صنایع اتومبیل‌سازی برای ساخت اجزاء مقاوم به سایش مانند پیستون موتور و بوش سیلندر مناسب هستند [۵، ۶].

کامپوزیت‌های ریختگی آلومینیوم-گرافیت توسط روش‌های مختلفی مانند ریخته‌گری ماسه‌ای، ریخته‌گری دایکست^۳، ریخته‌گری گریز از مرکز و ریخته‌گری تحت فشار تولید می‌شود [۷]. در تحقیقی خواص سایشی کامپوزیت زمینه آلومینیوم آلیاژ A۳۵۶ تقویت‌شده با ذرات گرافیت بررسی شده و گزارش شده است که کامپوزیت با ۸ درصد وزنی ذرات گرافیت نرخ سایش بیشتری از زمینه نشان می‌دهد، درحالی‌که کامپوزیت‌های دارای ۴ و ۶ درصد وزنی گرافیت، کمترین نرخ سایش را دارند [۸]. در تحقیقی که توسط لیو^۴ و همکاران [۹] انجام شد، مقدار بالای ۵۰ درصد حجمی ذرات گرافیت به آلیاژ ۲۰۱۴ آلومینیوم اضافه شده و خواص سایشی آن بررسی شد. نتایج نشان داد که افزودن ۵۰ درصد حجمی گرافیت باعث کاهش نرخ سایش و ضریب اصطکاک شده است. مقدار ضریب اصطکاک تقریباً به نصف مقدار آلیاژ زمینه رسیده است.

برای جلوگیری از کاهش خواص مکانیکی زمینه در اثر افزایش گرافیت، ذرات تقویت‌کننده‌ی سخت مانند Al_2O_3 ، SiC و B_4C همراه ذرات نرم گرافیت به کامپوزیت اضافه می‌شود که در نتیجه کامپوزیت هیبریدی^۵ با خواص سایشی بهتر حاصل می‌شود [۱۰]. سورشا^۶ و همکاران [۱۱] خواص سایشی کامپوزیت Al-Graphite و Al-SiC-Graphite را بررسی نمودند. مشاهده شد که افزودن ذره‌ی ثانویه‌ی SiC به کامپوزیت Al-Graphite باعث کاهش میزان افت خواص مکانیکی کامپوزیت شده و در نتیجه نرخ سایش کاهش یافته و خواص تریبولوژیکی بهتری حاصل شده است.

فتحی و همکاران [۲۹] در پژوهشی به بررسی خواص مکانیکی و عملکرد سایشی کامپوزیت‌های AZ91-SiCp مدرج تابعی به روش ریخته‌گری گریز از مرکز پرداختند. مشاهده شد که افزودن ذرات SiC موجب افزایش قابل‌توجه خواص مکانیکی و مقاومت به سایش کامپوزیت‌های FG می‌شود.

ادیب و همکاران [۳۰] در پژوهشی به بررسی خواص مکانیکی و رفتار سایشی نانو کامپوزیت‌های هیبریدی $Al/(Al_2O_3+SiC)$ ساخته شده با فناوری پودر پرداختند. نتایج نشان داد که سختی و مقاومت به سایش نمونه‌های نانو کامپوزیتی با افزایش محتوای SiC به ۱۰ درصد وزنی افزایش یافت. علاوه بر این، نتایج آزمون استحکام کششی نشان داد که نمونه کامپوزیت هیبریدی حاوی ۷٫۵ درصد وزنی نانو SiC بالاترین مقاومت کششی را در مقایسه با سایر کامپوزیت‌های هیبریدی از خود نشان داد.

مواد تدریجی، از جمله مواد جدید مهندسی هستند که دارای رفتار و عملکرد چندگانه بوده و در حوزه‌های اتومبیل‌سازی، هوافضا، نظامی، الکترونیک، پزشکی و مهندسی انرژی کاربردهای وسیعی دارند. روش‌های مختلفی برای تولید مواد تدریجی وجود دارد از جمله: ریخته‌گری گریز از مرکز، settling, infiltration, spray casting and laser melt processing. ریخته‌گری گریز از مرکز ساده‌ترین و ارزان‌ترین روش‌ها است که اجزاء مهندسی با اندازه‌ی بزرگ و تعداد بالا قابل تولید است [۱۲]. در این پژوهش، تلاش شده تا رفتار سایشی کامپوزیت Al-Gr و کامپوزیت‌های هیبریدی $Al-Gr-Al_2O_3$ تهیه شده به روش ریخته‌گری گریز از

^۲ Self-lubrication

^۳ Die casting

^۴ Liu

^۵ Hybrid Composite

^۶ Suresha

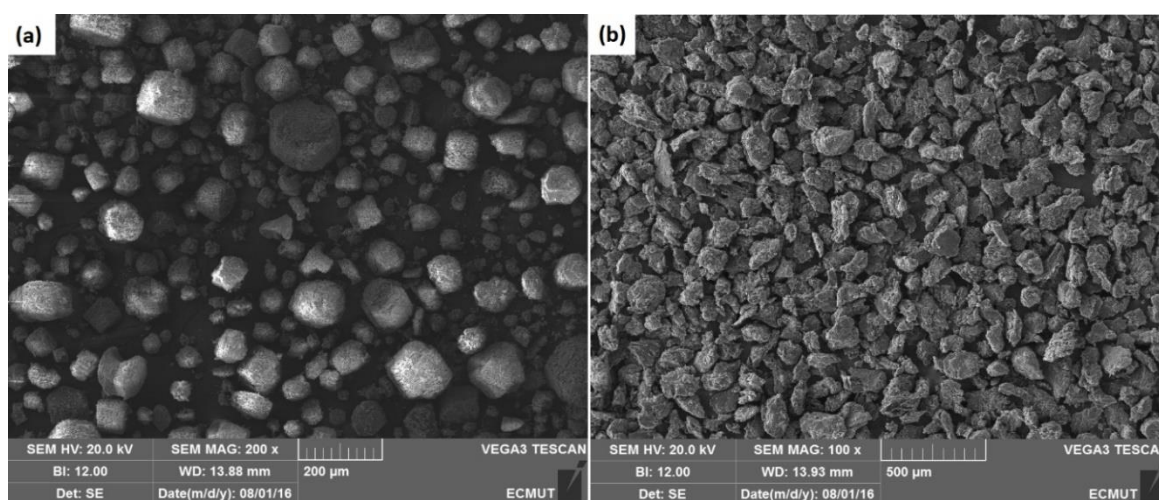
مرکز بررسی شود. تأثیر سرعت چرخش قالب و مقدار گرافیت افزوده شده بر مقدار گرافیت لایه‌ی داخلی نمونه‌ها و در نتیجه بر رفتار سایشی، بحث شده و تغییرات سختی نمونه‌ها گزارش شده است. همچنین به نقش لایه‌ی روانکار تشکیل شده بین سطوح لغزش پرداخته شده و عملکرد آن در کاهش نرخ سایش ارائه شده است.

۲- مواد و روش

در این تحقیق از آلیاژ A356 آلومینیوم به‌عنوان آلیاژ زمینه با ترکیب ارائه شده در جدول ۱ استفاده شد. پودر گرافیت (با اندازه‌ی میانگین ۱۱۰ میکرون) و پودر آلومینا (با اندازه‌ی میانگین ۶۰ میکرون و خلوص ۹۹٫۶٪) به‌عنوان تقویت‌کننده مورد استفاده قرار گرفت. تصاویر SEM مربوط به پودرها را در شکل ۱ مشاهده می‌کنید.

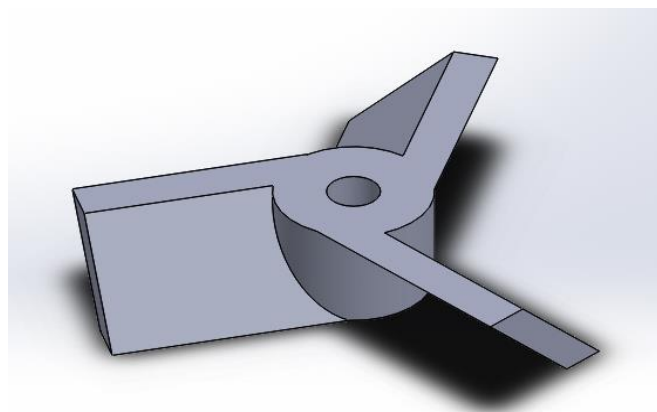
جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم A356

Pb	Ti	Zn	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Al	عنصر
<۰.۰۱	۰.۰۵	<۰.۰۳	۰.۴۳	<۰.۰۳	۰.۰۵	۰.۱۵	۷.۰۱	باقیمانده	درصد وزنی



شکل ۱ تصویر SEM پودر Al_2O_3 (a) و گرافیت (b).

قطعات آلومینیوم A356 با وزن حدود ۳۰۰ گرم توسط بوتله‌ی گرافیتی در کوره قرار داده شد و در دمای $۸۵۰^{\circ}C$ ذوب شد. به‌منظور تهیه نمونه‌های کامپوزیتی پودرهای مخلوط شده‌ی آلومینا و گرافیت تا دمای $۲۰۰^{\circ}C$ پیش گرم شده و به مذاب آلومینیوم اضافه شد. برای هم زدن و توزیع یکنواخت ذرات، از همزن مکانیکی با سرعت ۷۰۰ دور بر دقیقه استفاده شد. همزن از جنس گرافیت بوده و دارای ۳ پره با زاویه‌ی ۴۵ درجه است. شکل ۲ طرح شماتیکی همزن گرافیتی را نشان می‌دهد.



شکل ۲ طرح شماتیکی همزن گرافیتی.

پس از ۳ دقیقه هم زدن، مذاب سرباره‌گیری شده و به داخل قالب فولادی دستگاہ گریز از مرکز پیش‌گرم شده تا دمای 200°C ، ریخته شد. بعد از ۲ دقیقه چرخش و رسیدن به انجماد کامل، دستگاہ خاموش و نمونه از قالب خارج شد. قطعه‌ی ریخته شده دارای طول ۵ سانتی‌متر، قطر خارجی ۷ سانتی‌متر و ضخامت $1/5$ سانتی‌متر است (شکل ۳). مشخصات نمونه‌های تهیه شده در جدول ۲ آورده شده است. برای مشخص کردن نمونه‌ها از نام‌گذاری به صورت xGyAz استفاده شده است که در آن x، y و z به ترتیب نشان‌دهنده‌ی کسر حجمی گرافیت، کسر حجمی آلومینا و سرعت چرخش قالب است. همچنین کسر حجمی گرافیت در لایه‌ی داخلی نمونه‌ها در جدول ۲ ذکر شده است.



شکل ۳ قطعه‌ی ریخته شده.

جدول ۲ مشخصات نمونه‌های ریخته شده

شماره‌ی نمونه	نام نمونه	دمای بارریزی ($^{\circ}\text{C}$)	درصد آلومینا	درصد گرافیت	سرعت قالب (RPM)	گرافیت لایه‌ی داخلی (vol%)
۱	۳G۳A۱۰۰۰	850°C	۳	۳	۱۰۰۰	۲۲/۳
۲	۵G۳A۱۰۰۰	850°C	۳	۵	۱۰۰۰	۲۵/۹
۳	۷G۳A۱۰۰۰	850°C	۳	۷	۱۰۰۰	۲۳/۰۶
۴	۳G۳A۱۵۰۰	850°C	۳	۳	۱۵۰۰	۲۰/۸
۵	۵G۳A۱۵۰۰	850°C	۳	۵	۱۵۰۰	۲۳/۹۵
۶	۷G۳A۱۵۰۰	850°C	۳	۷	۱۵۰۰	۲۰/۹
۷	۳G۳A۲۰۰۰	850°C	۳	۳	۲۰۰۰	۲۵/۱۵
۸	۵G۳A۲۰۰۰	850°C	۳	۵	۲۰۰۰	۲۶/۶۴
۹	۷G۳A۲۰۰۰	850°C	۳	۷	۲۰۰۰	۳۳/۵۴
۱۰	Al۱۵۰۰	850°C	۰	۰	۱۵۰۰	۰
۱۱	۳G۱۵۰۰	850°C	۰	۵	۱۵۰۰	۳۹/۴

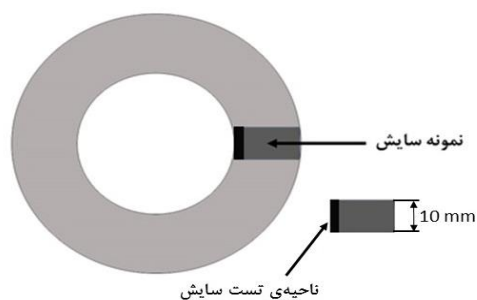
سختی نمونه‌ها با دستگاہ سختی سنج برینل با بار 125Kg و قطر گلوله‌ی 5mm بر اساس استاندارد ASTM E10-15a اندازه‌گیری شد که زمان بارگذاری ۳۰ ثانیه بود. تست سختی از سه ناحیه‌ی مختلف سطح مقطع هر نمونه انجام شد. این نواحی به ترتیب ناحیه‌ی خارجی عاری از گرافیت، مرز دو ناحیه‌ی داخلی و خارجی و ناحیه‌ی داخلی دارای ذرات گرافیت است.

آزمون سایشی نمونه‌ها با دستگاہ تست سایش از نوع پین-روی-دیسک^۷ انجام شد. نمونه‌هایی به قطر 10mm و طول تقریبی 15mm ، تهیه شد. شکل ۴ به‌طور شماتیکی محل برش نمونه‌ی سایش را نشان می‌دهد. دیسک مقابل پین‌ها از جنس فولاد سخت‌کاری شده‌ی سطحی (سختی HRC ۶۵) بود. آزمون سایش با بار 30N ، سرعت لغزش^۸ 60cm/s و به مسافت^۹ 1500m و بر اساس استاندارد ASTM G99 انجام شد.

⁷ Pin On Disk

⁸ Sliding Speed

⁹ Sliding Distance



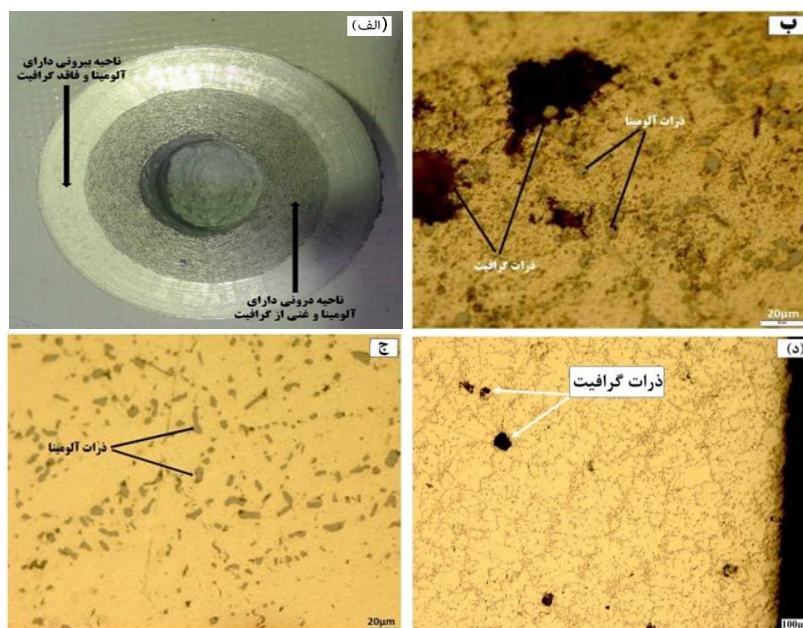
شکل ۴ محل برش نمونه‌ی سایش.

برای مشاهده‌ی ریز ساختار و توزیع ذرات از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51M با حداکثر بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر استفاده شد. همچنین برای بررسی فازها، سطوح سایش و مورفولوژی پودرها از میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. این میکروسکوپ ساخت شرکت TESCAN و مدل WEGA3 XMU بود که مجهز به شنا ساگر EDS ساخت شرکت Oxford Instruments است.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- توزیع ذرات گرافیت و آلومینا

شکل ۵ تصویر ماکروسکوپی سطح مقطع نمونه‌های کامپوزیتی و ریزساختار این نواحی و نیز لبه‌ی خارجی را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است، نمونه از دو لایه‌ی مجزای داخلی و خارجی تشکیل شده است. ناحیه‌ی داخلی شامل ذرات گرافیت و آلومیناست در حالی که ناحیه‌ی خارجی تهی از ذرات گرافیت است. ذرات گرافیت به دلیل چگالی پایین‌تر نسبت به مذاب آلومینیوم، در ناحیه‌ی داخلی تجمع کرده‌اند. ذرات آلومینا در کل سطح مقطع پخش شده‌اند که به تدریج از قسمت داخلی نمونه تا قسمت خارجی، کسر حجمی بیشتری دارند. این امر به دلیل چگالی بالاتر ذرات آلومینا از مذاب آلومینیوم است. ذکر این نکته ضروری است که در لبه‌ی خارجی نمونه‌ها، به دلیل سرعت بالای انجماد، تعداد کمی ذره‌ی گرافیتی به دام افتاده و نتوانسته‌اند خود را به ناحیه‌ی داخلی برسانند (شکل ۵-د). تماس لبه‌ی خارجی نمونه با سطح داخلی قالب، عامل سرعت انجماد بالای این ناحیه است.



شکل ۵ الف) تصویر ماکروسکوپی سطح مقطع نمونه‌های کامپوزیتی، ب) ریزساختار ناحیه‌ی داخلی، ج) ریزساختار ناحیه‌ی خارجی و د) ذرات گرافیتی به دام افتاده در لبه‌ی خارجی.

در ریخته‌گری گریز از مرکز کامپوزیت، ذرات سبک‌تر از زمینه حول محور چرخش جدایش می‌یابند، اما ذرات سنگین‌تر به نواحی دور از محور چرخش حرکت کرده و دو ناحیه‌ی غنی از ذره و فاقد ذره ایجاد می‌کنند [۱۳]. حرکت ذرات جامد در مایع ویسکوز تحت نیروی گریز از مرکز را می‌توان با قانون استوک مشخص کرد. از این رو، سرعت شعاعی ذرات تحت نیروی گریز از مرکز، dx/dt ، با معادله‌ی زیر بیان می‌شود [۱۴]:

$$\frac{dx}{dt} = \frac{|\rho_p - \rho_m|}{18\eta} G g D_p^2 \quad (1)$$

ρ_p چگالی ذره، ρ_m چگالی زمینه، D_p قطر ذره و η ویسکوزیته‌ی ظاهری است [۱۵]. G نسبت نیروی گریز از مرکز به نیروی جاذبه بوده و با معادله‌ی زیر تعریف می‌شود [۱۶]:

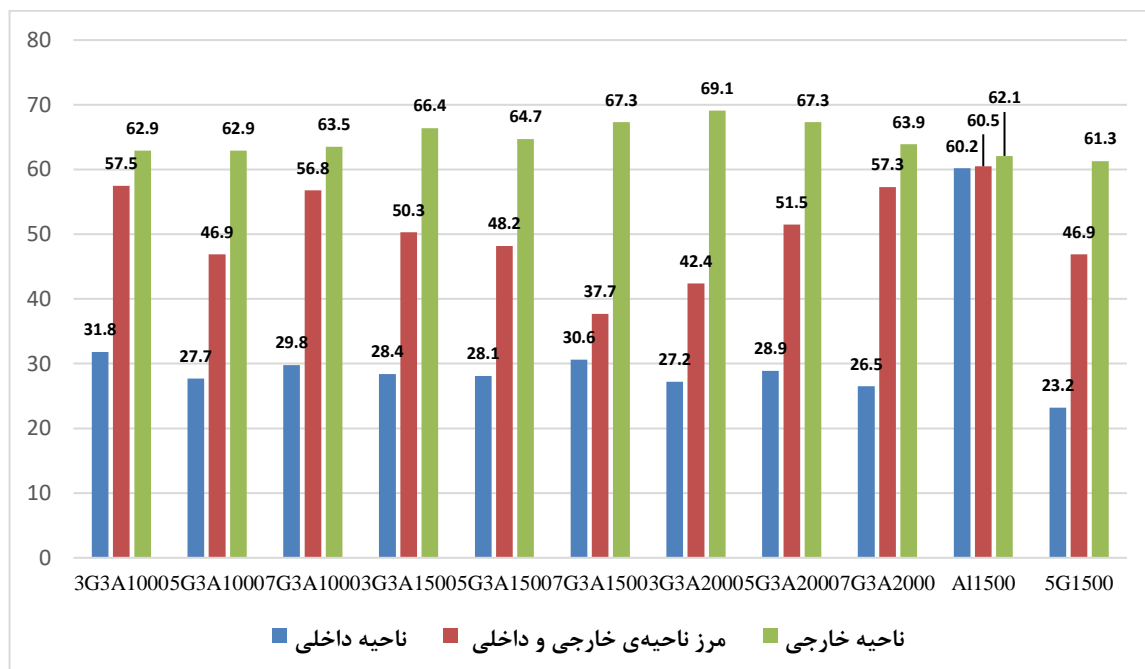
$$G = \frac{\omega^2 r}{g} \quad (2)$$

که r شعاع استوانه‌ی ریخته شده (m)، ω سرعت چرخش قالب (رادیان بر ثانیه) و g شتاب گرانشی است.

مقدار کسر حجمی ذرات گرافیت در لایه‌ی داخلی با تغییر سرعت چرخش قالب و کسر حجمی ذرات گرافیت اضافه شده به مذاب، تغییر می‌کند. همچنین وجود ذرات آلومینا تداخلی را با ذرات گرافیت ایجاد کرده و در مقابل حرکت آن‌ها به ناحیه‌ی داخلی، به‌عنوان مانع عمل می‌نماید. بنابراین ذرات گرافیت نمی‌توانند به‌طور کامل به ناحیه‌ی داخلی برسند. در کامپوزیت Al-Gr، به دلیل حرکت آزاد ذرات گرافیت و نبود ذرات آلومینا، ذرات گرافیت تجمع بیشتری در ناحیه‌ی داخلی داشته و کسر حجمی بالایی را باعث می‌شوند که در جدول ۳ آورده شده است.

۳-۲- سختی

شکل ۶ میزان سختی نمونه‌ها را در ناحیه‌ی خارجی، مرز ناحیه‌ی خارجی و داخلی و ناحیه‌ی داخلی نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است از ناحیه‌ی خارجی تا ناحیه‌ی داخلی، سختی کاهش یافته است. این امر به دلیل وجود ذرات گرافیت است که با افزایش مقدار آن، سختی بیشتر افت می‌کند. کمترین سختی هر نمونه مربوط به لایه‌ی داخلی با گرافیت زیاد است.



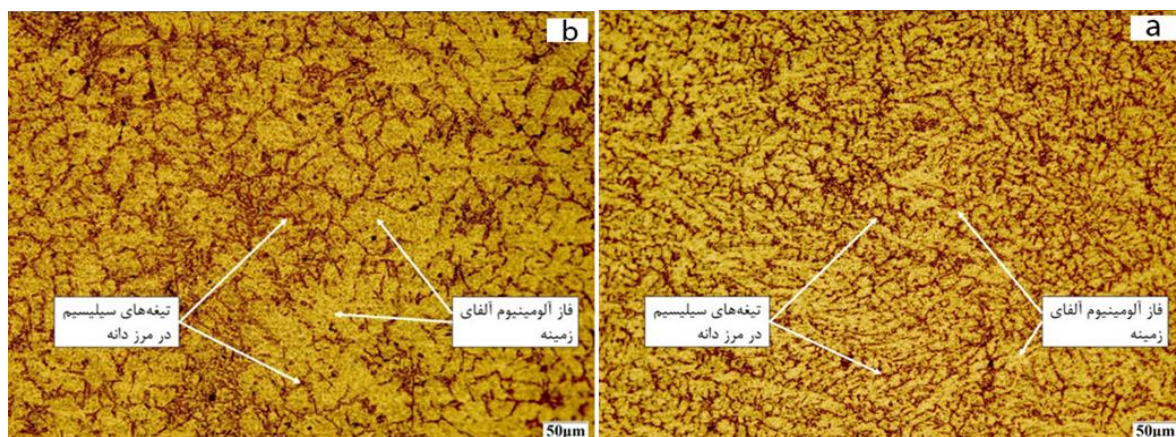
شکل ۶ نتایج حاصل از سختی سنجی در نواحی خارجی، میانی و داخلی نمونه‌ها.

کاهش سختی اولاً به دلیل افزایش میزان تخلخل در اثر افزودن گرافیت است، که این تخلخلها باعث سیلان آسان ماده تحت فشار فرو رونده به داخل حفرات، بدون هیچ ممانعتی می شوند. دوماً طبیعت و ذات خود گرافیت باعث کاهش سختی شده است. گرافیت فازی نرم بوده و سختی پایینی دارد و از ساختار لایه‌ای تشکیل شده است که این لایه‌ها با نیروی ضعیفی به هم متصل هستند. به دلیل این خواص، گرافیت به راحتی برش می خورد و تحت نیروی فشاری فرو رونده سختی سنجی قرار می گیرد [۱۷، ۱۸].

وجود ذرات آلومینا در ناحیه خارجی باعث افزایش ناچیزی در سختی ناحیه خارجی شده است. مقایسه سختی این ناحیه در نمونه‌های کامپوزیتی با نمونه آلومینیومی بدون ذرات تقویت کننده (نمونه A11500) مشخص است. مقایسه سختی ناحیه داخلی، میانی و خارجی نمونه A11500 افزایش بسیار کمی در سختی ناحیه خارجی را نشان می دهد که مربوط به دانه بندی ریزتر در این ناحیه است. سختی فلزات وابسته به اندازه دانه است و با کاهش اندازه دانه، زیاد می شود. براساس رابطه تجربی هال-پیچ^{۱۰} برای سختی، رابطه بین سختی و اندازه دانه با معادله ۳ بیان می شود [۱۹، ۲۰].

$$H = H_0 + KHd - 1/2 \quad (3)$$

در آن، H سختی، d اندازه متوسط دانه، K_H ثابت و H_0 سختی فلز در حالتی است که اندازه دانه بی نهایت درشت فرض شود. شکل ۷ ریزساختار و دانه بندی ناحیه خارجی و داخلی نمونه A11500 را نشان می دهد. مطابق با این شکل اختلاف اندازه دانه بندی آلیاژ مشخص است و ناحیه خارجی دانه بندی ریزتری از ناحیه داخلی دارد. این دانه بندی ریزتر به دلیل سرعت انجماد بیشتر ناحیه خارجی است.



شکل ۷ ریزساختار (a) ناحیه خارجی و (b) ناحیه داخلی نمونه A11500.

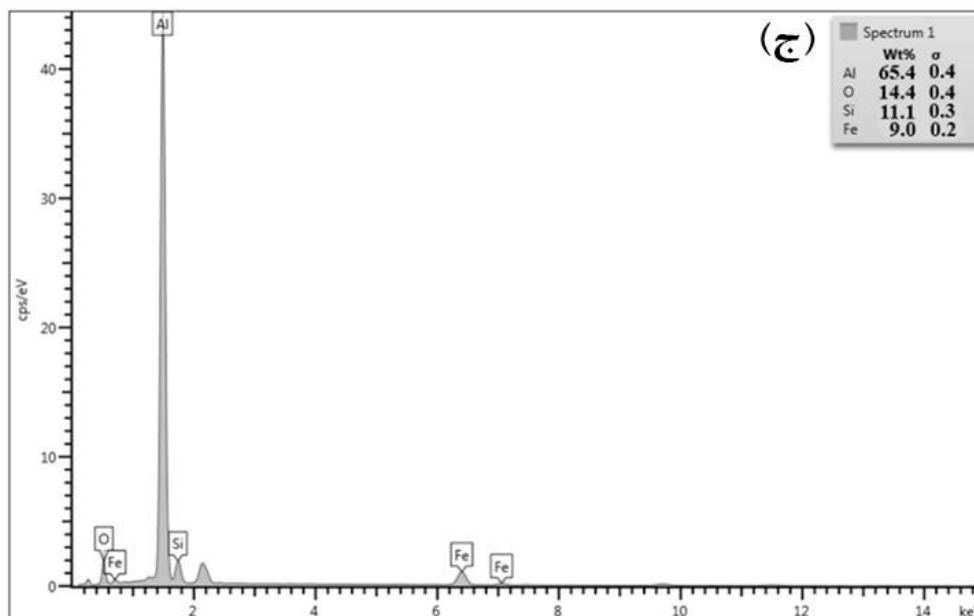
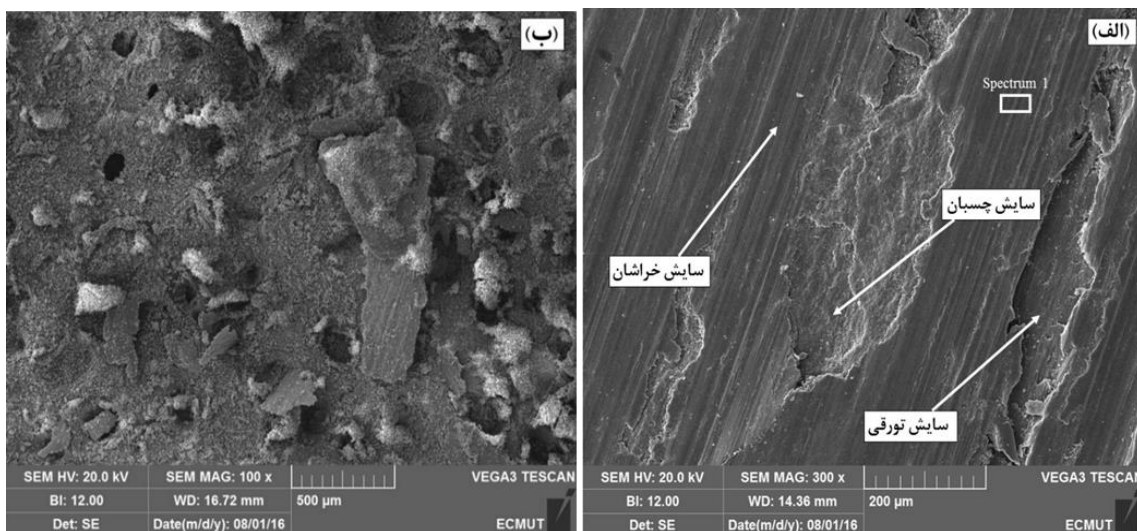
۳-۳- سایس

به منظور نشان دادن تأثیر وجود ذرات گرافیت بر سایس، تصویر میکرو سکوپ الکترونی سطح و ذرات سایسی آلومینیوم بدون تقویت کننده (نمونه A11500) و آنالیز EDS آن در شکل ۸ نشان داده شده است. نمونه آلومینیوم فاقد ذرات تقویت کننده به دلیل تماس مستقیم فلز-فلز سطوح سایس، نرخ سایس بالایی دارد و مقدار آن به $3 \times 10^{-1} \text{ mm/mm}^3$ رسیده است. وجود خراش های موازی، چاله ها و کندگی های روی سطح و همچنین ذرات سایسی درشت و ورقه ای شکل (شکل ۸-ب) حاکی از آن است که مکانیزم سایس آلیاژ احتمالاً ترکیبی از سایس خراشان، سایس ورقه ای و سایس چسبان است. این مکانیزمها باعث تلفات زیاد ماده و افزایش نرخ سایس می شود. ضریب اصطکاک در این نمونه بیشتر از نمونه های کامپوزیتی بوده و به مقدار ۰/۸۸۳۷ رسیده است.

کندگی ها و چاله های موجود در سطح سایس نشان دهنده مکانیزم های سایس چسبان و تورق است و با انتقال ماده از سطح آلیاژ به سطح دیسک فولادی همراه است [۲۱، ۲۲]. چون آلومینیوم نرم تر از دیسک فولادی مقابل است، زبری های

¹⁰ Hall-Patch relation

دیسک می‌تواند تا عمق‌های بیشتری به سطح آلومینیوم نفوذ کرده و به شدت تحت برش قرار دهند که منجر به از بین رفتن زیاد ماده می‌شود.



شکل ۸ تصویر SEM نمونهی Al1500 (الف) سطح سایش، (ب) ذرات سایشی و (ج) آنالیز EDS سطح سایش.

آنالیز شیمیایی سطح سایش نمونهی Al1500 (ارائه شده در شکل ۸-ج)، نشان‌دهنده‌ی وجود مقادیر قابل توجهی از آهن و اکسیژن است که حاکی از تشکیل لایه‌ی تریبولوژی^{۱۱} اکسیدی بر روی سطح سایش می‌باشد. در اثر مکانیزم‌های سایش تورقی و چسبان، قسمت‌هایی از لایه‌ی تریبولوژی دچار کندگی شده و نتوانسته پیوستگی خود را حفظ کند. آهن موجود در لایه‌ی تریبولوژیکی از سایش دیسک فولادی به سطح سایش منتقل شده است و نشان‌دهنده‌ی سایش دیسک فولادی است.

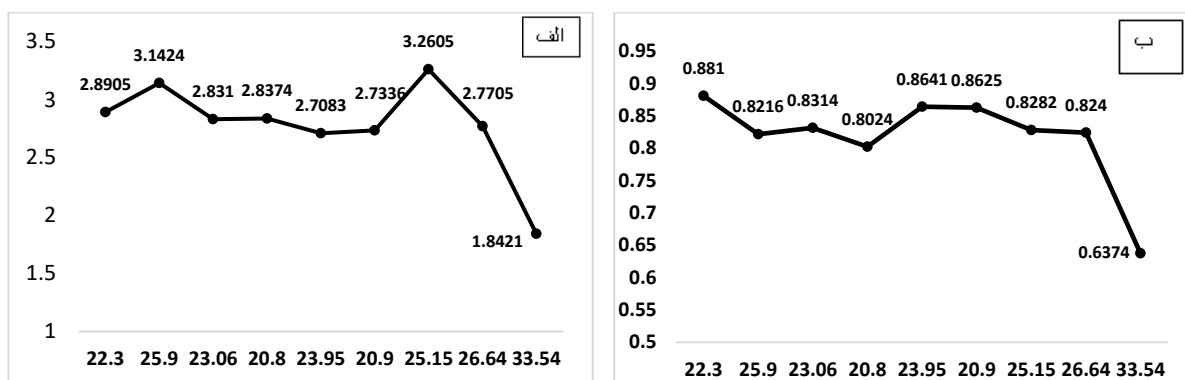
نرخ سایش و ضریب اصطکاک کامپوزیت‌های هیبریدی Al-Gr-Al₂O₃ بر اساس مقدار گرافیت لایه‌ی داخلی در شکل ۹ نشان داده شده است. نمونه‌های یک تا هشت، که مقدار گرافیت لایه‌ی داخلی نزدیک به هم دارند، نرخ سایش و ضریب اصطکاک نزدیک به هم داشته و اختلاف خیلی زیادی نشان نمی‌دهند. ضریب اصطکاک کاهش کمی در مقایسه با نمونه‌ی

¹¹ Tribology

Al1500 نشان می‌دهد. کسر حجمی ذرات گرافیت، اندازه و مورفولوژی^{۱۲} آن‌ها در تشکیل لایه‌ی روانکار مؤثر هستند. ذرات درشت‌تر نسبت به ذرات ریز، به‌طور مؤثرتری عمل کرده و راحت‌تر می‌توانند لایه‌ی روانکار را تشکیل دهند [۲۳]، از این رو در این تحقیق از ذرات درشت گرافیت (با میانگین اندازه‌ی ۱۱۰ میکرون) استفاده شده است.

همان‌طور که مشخص است، نمونه‌های 5G3A1000 (با درصد گرافیت لایه‌ی داخلی ۲۵/۹) و 3G3A2000 (با درصد گرافیت لایه‌ی داخلی ۲۵/۱۵) نرخ سایش بیشتری از دیگر نمونه‌ها را نشان می‌دهند که احتمالاً به دلیل رسیدن ذرات آگلومره^{۱۳} شده‌ی گرافیت و تخلخل‌ها به سطح سایش است. ذرات آگلومره محل‌های مناسبی برای جوانه‌زنی و رشد ترک‌های تورقی هستند. فصل مشترک گرافیت و زمینه‌ی آلومینیوم ضعیف بوده [۲۴] و محل مناسبی برای جوانه‌زنی ترک می‌باشد. این امر مکانیزم تورق را تسهیل کرده و منجر به تشکیل ذرات ورقه‌ای شکل می‌شود.

تصاویر سطح سایش کامپوزیت‌های هیبریدی Al-Gr-Al₂O₃ نشان می‌دهد که سطح سایش با لایه‌ی از گرافیت پوشیده شده است که باعث کاهش مقدار سایش نمونه‌ها می‌شود. ذرات آلومینا باعث کاهش عمق و تعداد شیارهای ایجاد شده روی سطح سایش می‌شود و نیز چون از افت بیشتر سختی جلوگیری می‌کند، منجر به کاهش نرخ سایش می‌شود. این پدیده در تحقیق ان رادهیکا^{۱۴} و همکاران [۲۵] نیز گزارش شده است. مقایسه‌ی نرخ سایش آلیاژ آلومینیوم بدون ذرات تقویت‌کننده با کامپوزیت‌های هیبریدی نشان می‌دهد با کامپوزیت‌سازی آلیاژ آلومینیوم، نرخ سایش کاهش یافته است و کامپوزیت‌های هیبریدی مقدار سایش کمتری از آلیاژ زمینه نشان می‌دهند. در تحقیقات دیگر محققان نیز گزارش‌های مشابهی ارائه شده است. آلیاژهای آلومینیوم تقویت شده با مقدار بهینه ذرات گرافیت، دارای خواص سایشی بهتری بوده و با تشکیل لایه‌ی نازک روانکار باعث جلوگیری از تماس مستقیم فلز-فلز سطوح سایشی شده و میزان سایش را کاهش می‌دهند [۱۱].



شکل ۹ الف) نرخ سایش و ب) ضریب اصطکاک نمونه‌های مختلف بر اساس کسر حجمی گرافیت لایه‌ی داخلی.

برای محاسبه‌ی نرخ سایش، از میزان جرم کاسته شده در حین سایش، مسافت سایش و چگالی نمونه استفاده می‌شود. معادله‌ی ۴ رابطه‌ی بین این پارامترها را نشان می‌دهد.

$$W = \frac{m_l / \rho}{S} \quad (۴)$$

که در آن W نرخ سایش بر حسب mm^3/m ، m_l میزان کاهش جرم بر حسب g، ρ چگالی نمونه بر حسب g/mm^3 و S مسافت لغزش بر حسب m است [۸].

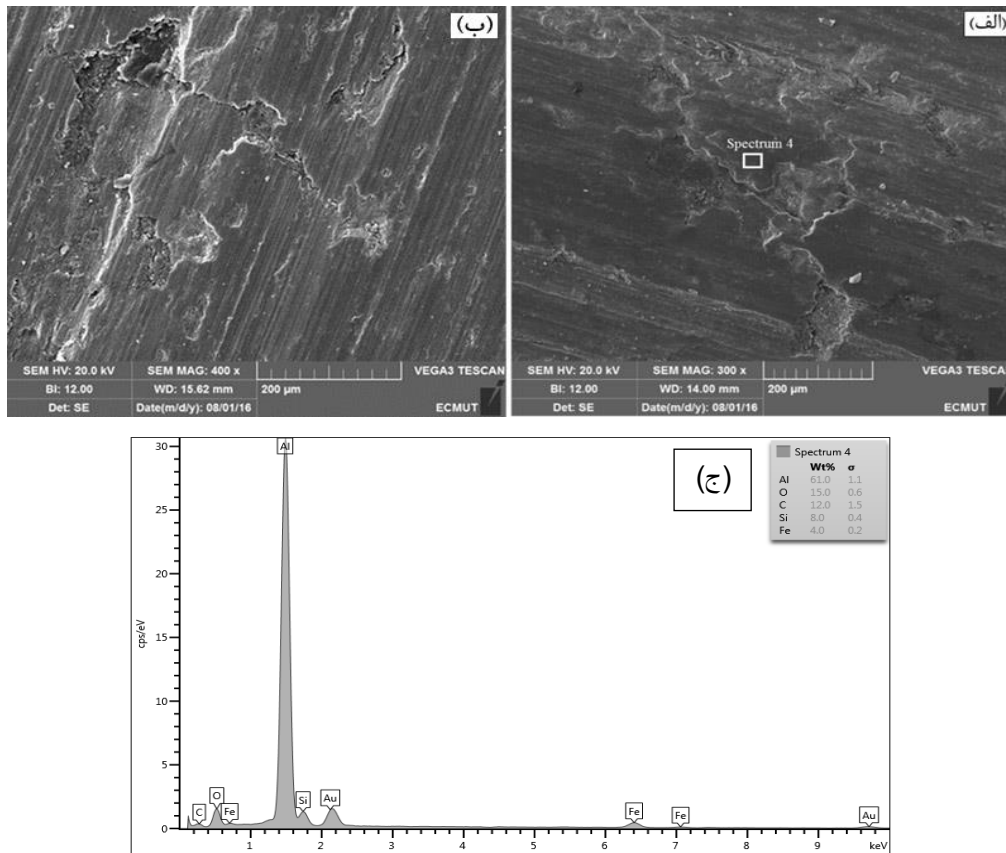
سطح نمونه‌ها با لایه‌ی روانکار گرافیتی پوشیده و از تماس مستقیم فلز-فلز در حین سایش جلوگیری شده است. شکل ۱۰ تصویر SEM و آنالیز EDS سطح سایش کامپوزیت هیبریدی Al-Gr-Al₂O₃ را نشان می‌دهد. مقدار گرافیت در لایه‌ی داخلی به حدی نیست که بتواند کل سطح نمونه را پوشش دهد. ترک‌های موجود در سطح سایش، چاله‌ها و همچنین وجود خراش‌های موازی، می‌تواند نشان‌دهنده‌ی سایش تورقی و خراشان باشد. شکل ۱۰-ب این‌کندگی را نشان می‌دهد که هم باعث افزایش

¹² morphology

¹³ agglomeration

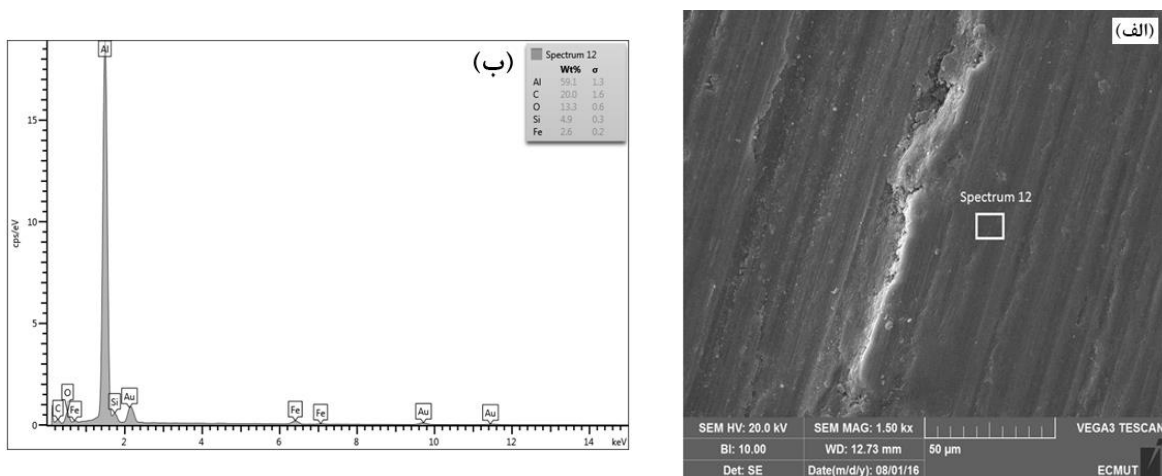
¹⁴ N. Radhika

نرخ سایش و هم منجر به بالا رفتن ضریب اصطکاک می‌شود. آنالیز عنصری ارائه شده در شکل ۱۰ وجود مقدار قابل توجهی از کربن در سطح سایش را نشان می‌دهد که مربوط به لایه‌ی گرافیتی است.



شکل ۱۰ (الف) سطح سایش کامپوزیت هیبریدی $Al-Gr-Al_2O_3$ ، (ب) کندگی روی سطح سایش و (ج) آنالیز EDS سطح سایشی کامپوزیت هیبریدی $Al-Gr-Al_2O_3$.

افزایش بیشتر گرافیت لایه‌ی داخلی (در نمونه‌ی 7G3A2000) باعث می‌شود لایه‌ی گرافیتی پیوسته‌تر و کامل‌تری روی سطح سایش تشکیل شود. این امر باعث کارکرد مؤثرتر لایه‌ی گرافیتی و در نتیجه کاهش نرخ سایش و ضریب اصطکاک نمونه می‌شود. همانطور که در نمودار شکل ۸ نشان داده شده است، نمونه‌ی 7G3A2000 کمترین مقدار نرخ سایش را در بین کامپوزیت‌های هیبریدی دارد ($10^{-1} \times 1/8421$) و ضریب اصطکاک آن تا $0/6374$ کاهش یافته است.

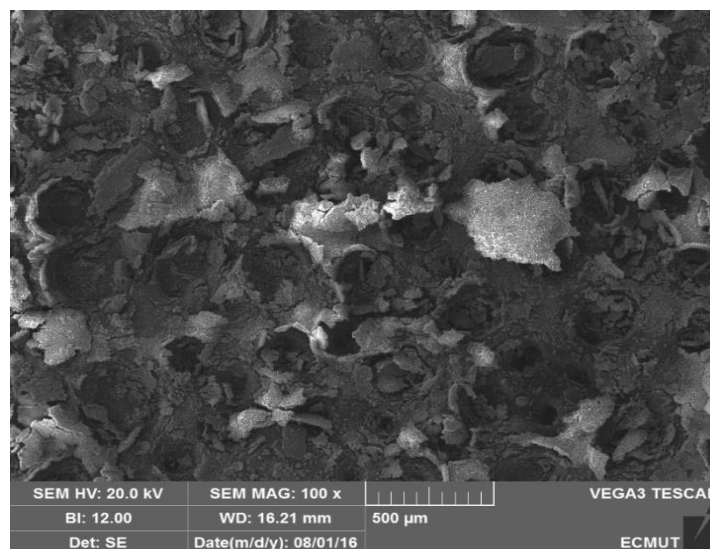


شکل ۱۱ (الف) سطح سایش نمونه‌ی 7G3A2000 و (ب) آنالیز EDS سطح سایش نمونه‌ی 7G3A2000.

گرافیت اضافه شده به زمینه از دو جهت مختلف بر نرخ ساییش تأثیر می‌گذارد. از یک سو ذرات گرافیت با ایجاد لایه‌ی روانکار بین سطوح لغزش و کاهش ضریب اصطکاک، مقاومت ساییشی را بالا برده و نرخ ساییش را کاهش می‌دهد [۲۱]، از سویی دیگر باعث افت سختی، چقرمگی شکست [۱۸، ۲۶]، شکل‌پذیری^{۱۵} و استحکام زمینه شده، در نتیجه نرخ ساییش بالا می‌رود. در نتیجه مقدار بهینه‌ای برای گرافیت ذکر شده است، با این وجود رفتارهای متناقض در نتایج تحقیقات مختلف وجود دارد [۲۷]. در این تحقیق نمونه‌ی 7G3A2000 با مقدار گرافیت لایه‌ی داخلی ۳۳/۵۴ vol% بهترین رفتار ساییشی را نشان می‌دهد و افزایش بیشتر گرافیت، افزایش نرخ ساییش را نشان می‌دهد (نمونه‌ی 5G1500). تصویر SEM سطح ساییش این نمونه (شکل ۱۱-الف) لایه‌ی گرافیتی پیوسته و کامل را نشان می‌دهد که باعث افزایش مقاومت ساییشی آن شده است. آنالیز EDS سطح ساییش ارائه شده در شکل ۱۱-ب، وجود مقدار بیشتری عنصر کربن در سطح ساییش را نسبت به نمونه‌های قبلی نشان می‌دهد.

آنالیزهای عنصری ارائه شده در شکل‌های ۱۰-ج و ۱۱-ب وجود مقداری آهن در سطح ساییش را نشان می‌دهند. این آهن حاکی از سائیده شدن سطح دیسک ساییشی و انتقال آهن از دیسک به پین است، اما مقدار آن نسبت به نمونه‌ی Al1500 کمتر است. در نمونه‌ی 7G3A2000 نیز مقدار آهن کمتر شده است، که نشان می‌دهد با افزایش مقدار گرافیت لایه‌ی داخلی و تشکیل لایه‌ی گرافیتی بهتر، مقدار ساییش سطح دیسک فولادی کاهش یافته است.

به دلیل کاهش چقرمگی شکست و افزایش تردی ماده در اثر افزودن گرافیت، اندازه‌ی ذرات ساییشی کاهش پیدا می‌کند [۱۸]. شکل ۱۲ ذرات ساییشی کامپوزیت هیبریدی را نشان می‌دهد. مقایسه‌ی این ذرات با ذرات ساییشی نمونه‌ی Al1500 (شکل ۶-ب) ریزتر شدن اندازه‌ی ذرات ساییشی نمونه‌ی کامپوزیتی را نشان می‌دهد. در نمونه‌ی Al1500 ذرات بسیار درشتی (با اندازه‌ی بیشتر از ۵۰۰ میکرون) دیده می‌شود که در نمونه‌ی کامپوزیتی چنین ذراتی مشاهده نمی‌شود. پس می‌توان گفت، وجود ذرات گرافیت منجر به کاهش چقرمگی شکست و تردی نمونه‌ی کامپوزیتی شده و اندازه‌ی ذرات کاهش پیدا کرده است.



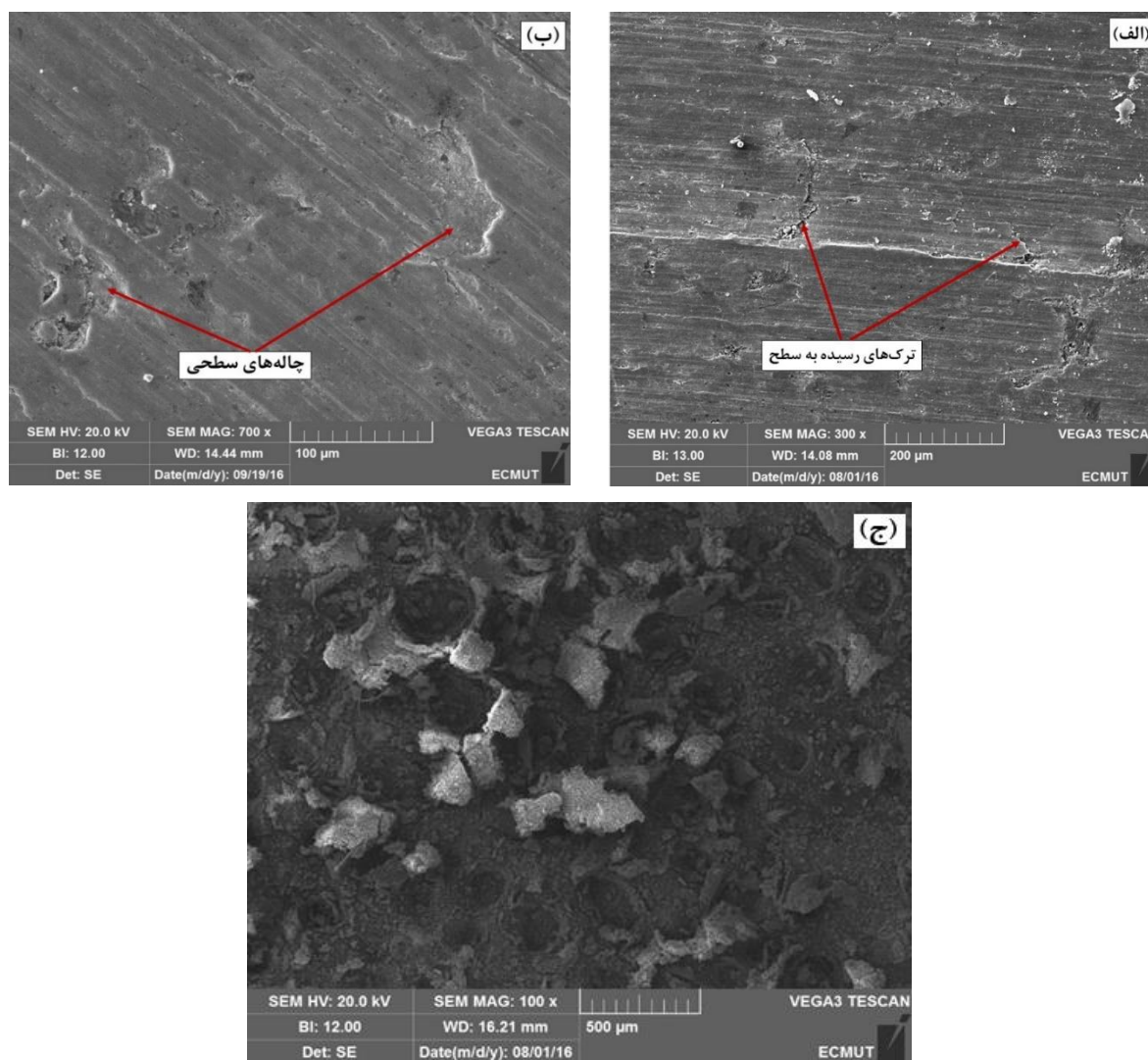
شکل ۱۲ ذرات ساییشی کامپوزیت هیبریدی $\text{Al-GrAl}_2\text{O}_3$.

اگر مقدار گرافیت خیلی افزایش یابد، ترک‌خوردگی‌های بیشتری در سطح ساییش مشاهده می‌شود که در اثر افت خواص مکانیکی و چقرمگی شکست کامپوزیت به دلیل حضور مقدار بالای گرافیت است [۱۸]. علاوه بر آن، کسر حجمی بالای گرافیت باعث آگلومره شدن ذرات می‌شود. این ذرات آگلومره شده به عنوان محل‌های مناسب جوانه‌زنی ترک عمل کرده و رشد ترک‌ها را تسریع می‌کنند [۲۸].

نمونه‌ی ۵G۱۵۰۰ از یک سو به دلیل کسر حجمی بالای گرافیت و از سوی دیگر به دلیل نبود ذرات آلومینا، کاهش شدید سختی را متحمل شده است. افت خواص مکانیکی باعث می‌شود در نمونه به راحتی ترک ایجاد شده و توانایی تحمل تنش‌های

¹⁵ Ductility

وارده را نداشته باشد. همچنین احتمال وجود ذرات آگلومره (به دلیل مقدار بالای گرافیت) افزایش یافته است. ذرات آگلومره شده محل‌های مناسبی برای جوانه‌زنی ترک و تخریب سطح سایش هستند. شکل ۱۳ سطح سایشی، چاله‌های ناشی از کنده شده سطح نمونه و ذرات سایشی نمونه‌ی 5G1500 را نشان می‌دهد. همانند کامپوزیت‌های هیبریدی ذرات سایشی این کامپوزیت ریزتر از ذرات سایشی آلیاژ آلومینیوم بدون ذرات تقویت‌کننده است که نشان‌دهنده‌ی کاهش چقرمگی شکست است. وجود ترک‌های سطحی در نواحی مختلف آشکار است. این ترک‌ها از نواحی زیر سطحی رشد کرده و به سطح رسیده‌اند و باعث کنده شدن سطح نمونه شده‌اند. بنابراین می‌توان گفت مکانیزم سایش غالب در این نمونه، سایش تورقی همراه با سایش خراشان است. گاو^{۱۶} و همکاران [۱۸] نیز نتیجه‌ی مشابهی را مشاهده نمودند. آن‌ها گزارش کردند که در کامپوزیت حاوی مقدار بالای گرافیت، ترک‌های سطحی افزایش یافته است. آن‌ها کاهش چقرمگی و شکل‌پذیری کامپوزیت در اثر گرافیت زیاد در نمونه را عامل این امر بیان کردند.

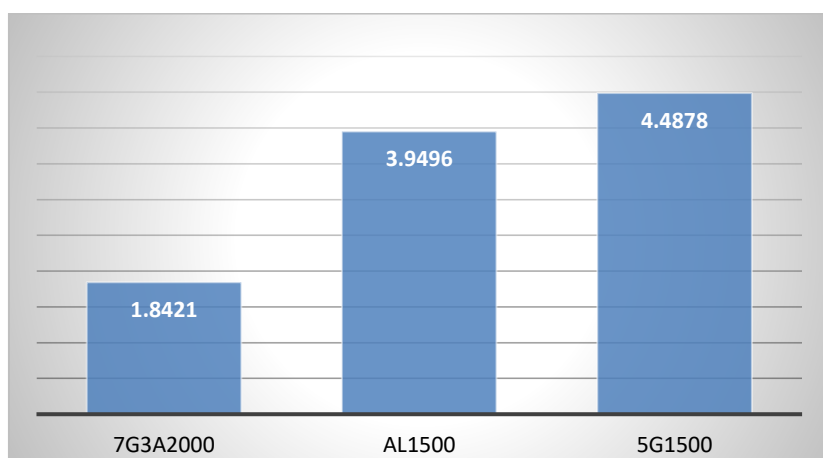


شکل ۱۳- الف) تصویر SEM سطح سایشی با ترک‌های سطحی، ب) چاله‌های سطحی ناشی از تورق و ج) ذرات سایشی نمونه‌ی 5G1500

افت خواص مکانیکی زمینه در اثر وجود کسر حجمی بالای گرافیت بر عملکرد لایه‌ی روانکار غلبه کرده و تأثیر آن را از بین برده است. بنابراین نرخ سایش بالا رفته و حتی از آلیاژ زمینه بیشتر شده است. شکل ۱۳ نرخ سایش نمونه‌ی 5G1500 را با

¹⁶ Guo

نمونه‌های AI1500 و 7G3A2000 مقایسه کرده است. نمونه‌ی 5G1500 بیشترین و نمونه‌ی 7G3A2000 کمترین مقدار سایش را نشان می‌دهد. در نمونه‌ی 5G1500 وجود مقدار بالای گرافیت باعث کاهش ضریب اصطکاک (۰/۶۵۴۸) می‌شود ولی چون افت خواص مکانیکی آن زیاد است، مقاومت سایشی خود را از دست داده و نرخ سایش بالا می‌رود.



شکل ۱۳ مقایسه‌ی نرخ سایش نمونه‌های 7G3A2000، AI1500 و 5G1500

۴- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر به بررسی رفتار سایشی کامپوزیت هیبریدی Al/Al₂O₃/Gr تهیه شده به روش ریخته گری گریز از مرکز پرداخته شده است. نتایج حاکی از آن است که:

۱. در اثر نیروی گریز از مرکز ذرات گرافیت در ناحیه‌ی داخلی تجمع کرده و ذرات آلومینا در کل سطح مقطع توزیع شدند با ذکر این نکته که تجمع ذرات آلومینا در نواحی خارجی بیشتر از نواحی داخلی است.
۲. اضافه شدن ذرات گرافیت باعث کاهش سختی زمینه از مقدار حدود ۶۰ برینل تا ۲۳/۲ برینل شد.
۳. افزودن ذرات گرافیت به آلیاژ زمینه موجب بهبود خواص سایشی کامپوزیت شد که این امر به دلیل تشکیل لایه‌ی روانکار در بین دو سطح سایش است. نرخ سایش بهبودی ۵۳,۳ درصدی و ضریب اصطکاک کاهش ۳۰,۷ درصدی را نشان داد.
۴. ذرات گرافیت دو تأثیر متفاوت بر سایش می‌گذارند. از یک سو با تشکیل لایه‌ی روانکار باعث کاهش نرخ سایش شده و از سوی دیگر با کاهش سختی زمینه، موجب افزایش آن می‌شود. بنابراین مقدار بهینه‌ی گرافیت برای بهبودی مقاومت سایشی نیاز است. در این تحقیق مقدار گرفت ۳۳/۵ درصد همراه با ذرات آلومینا بهترین مقاومت سایشی را نشان می‌دهد. مقادیر گرافیت بیشتر و کمتر از آن، باعث افزایش نرخ سایش شده است.
۵. اضافه شدن ذرات گرافیت به زمینه، باعث کاهش اندازه‌ی ذرات سایشی شد که به دلیل کاهش چقرمگی شکست کامپوزیت است.

Authorship Contribution Statement

Dr. Ali Alizadeh

Biography: Ali Alizadeh is currently an Associate Professor with the Department of Materials Engineerin, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran. His field of research is mechanical analysis of composite materaials.

Contribution Statement: Conceptualization, Methodology, Validation, Investigation, Software, Visualization

Mohsen Heydari Beni

Biography: Mohsen Heydari Beni is currently a Ph. D student at Malek Ashtar University of Technology and his main reaserch interests are composite structures, plates and shell analysis and nanomechanics.

Contribution Statement: Conceptualization, Methodology, Formal analysis, Validation, Data Curation, Project administration, Writing- Reviewing and Editing, Resources.

Masoud Altafi

Biography: Masoud Altafi received his MSc in Materials Engineering from University of Malek Ashtar. His field of research is mechanical analysis of composite materaials.

Contribution Statement: Investigation, Visualization, Formal analysis, Validation, Writing- Original draft preparation.

Prof. Jafar Eskandari
Jam

Biography: Jafar Eskandari Jam is Professor of Mechanical engineering at Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran. His current research focuses on composite structures, plates and shell analysis and nanomechanics.

Contribution Statement: Investigation, Visualization, Formal analysis, Validation, Writing- Original draft preparation.

۵- مراجع

- [1] Kok M. Production and mechanical properties of Al₂O₃ particle-reinforced 2024 aluminium alloy composites. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005;161:381-7.
- [2] Radhika N, Subramanian R, Prasat SV. Tribological Behaviour of Aluminium/Alumina/Graphite Hybrid Metal Matrix Composite Using Taguchi's Techniques. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*. 2011;10:427-43.
- [3] Gewfiel E, El-Meniawi MAH, Fouad Y. The effects of graphite and SiC formation on mechanical and wear properties of aluminum-graphite (Al/Gr) composites. 2012 International Conference on Engineering and Technology (ICET): Institute of Electrical & Electronics Engineers (IEEE); 2012.
- [4] Omrani E, Moghadam AD, Menezes PL, Rohatgi PK. Influences of graphite reinforcement on the tribological properties of self-lubricating aluminum matrix composites for green tribology, sustainability, and energy efficiency—a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016;83:325-46.
- [5] Wu LL, Yang WJ, Xu JR, Yao GC. Wear Resistance of Graphite / Aluminium Composites that Prepared by Stirring Casting. *AMR*. 2013;683:333-8.
- [6] Omrani E, Moghadam AD, Algazzar M, Menezes PL, Rohatgi PK. Effect of graphite particles on improving tribological properties Al-16Si-5Ni-5Graphite self-lubricating composite under fully flooded and starved lubrication conditions for transportation applications. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016:1-11.
- [7] Rohatgi PK, Ray S, Liu Y. Tribological properties of metal matrix-graphite particle composites. *International Materials Reviews*. 1992;37:129-52.

- [8] Yang JB, Lin CB, Wang TC, Chu HY. The tribological characteristics of A356.2Al alloy/Gr(p) composites. *Wear*. 2004;257:941-52.
- [9] Liu Y, Rohatgi PK, Ray S. Tribological characteristics of aluminum-50 Vol Pct graphite composite. *MTA*. 1993;24:151-9.
- [10] Shanmugasundaram P. Investigation on the Wear Behaviour of Eutectic Al-Si Alloy– Al₂O₃ - Graphite Composites Fabricated Through Squeeze Casting. *Materials Research*. 2014.
- [11] Suresha S, Sridhara BK. Effect of silicon carbide particulates on wear resistance of graphitic aluminium matrix composites. *Materials & Design*. 2010;31:4470-7.
- [12] Rajan TPD, Pillai RM, Pai BC. Centrifugal casting of functionally graded aluminium matrix composite components. *International Journal of Cast Metals Research*. 2008;21:214-8.
- [13] Rajan TPD, Pillai RM, Pai BC. Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites. *Materials Characterization*. 2010;61:923-8.
- [14] Huang X, Liu C, Lv X, Liu G, Li F. Aluminum alloy pistons reinforced with SiC fabricated by centrifugal casting. *Journal of Materials Processing Technology*. 2011;211:1540-6.
- [15] Watanabe Y, Kawamoto A, Matsuda K. Particle size distributions in functionally graded materials fabricated by the centrifugal solid-particle method. *Composites Science and Technology*. 2002;62:881-8.
- [16] Wang K, Cheng J, Sun W, Xue H. An approach for increase of reinforcement content in particle rich zone of centrifugally cast SiCp/Al composites. *Journal of Composite Materials*. 2012;46:1021-7.
- [17] Hassan AM, Hayajneh MT, Al-Omari MA-H. The effect of the increase in graphite volumetric percentage on the strength and hardness of Al-4 weight percent Mg-graphite composites. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2002;11:250-5.
- [18] Guo MLT, Tsao CYA. Tribological behavior of self-lubricating aluminium/SiC/graphite hybrid composites synthesized by the semi-solid powder-densification method. *Composites Science and Technology*. 2000;60:65-74.
- [19] Robert Redhill, *Principles of Physical Metallurgy*. 2009.
- [20] Lim YY, Chaudhri MM. The influence of grain size on the indentation hardness of high-purity copper and aluminium. *Philosophical Magazine A*. 2002;82:2071-80.
- [21] Vencl A, Bobic I, Arostegui S, Bobic B, Marinković A, Babić M. Structural, mechanical and tribological properties of A356 aluminium alloy reinforced with Al₂O₃, SiC and SiC + graphite particles. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010;506:631-9.
- [22] Vencl A, Bobić I, Jovanović MT, Babić M, Mitrović S. Microstructural and Tribological Properties of A356 Al–Si Alloy Reinforced with Al₂O₃ Particles. *Tribology Letters*. 2008;32:159-70.
- [23] Ames W, Alpas AT. Wear mechanisms in hybrid composites of Graphite-20 Pct SiC in A356 Aluminum Alloy (Al-7 Pct Si-0.3 Pct Mg). *MMTA*. 1995;26:85-98.
- [24] Jha AK, Prasad SV, Upadhyaya GS. Dry sliding wear of sintered 6061 aluminium alloy— graphite particle composites. *Tribology International*. 1989;22:321-7.
- [25] Radhika N, Subramanian R, Venkat Prasat S, Anandavel B. Dry sliding wear behaviour of aluminium/alumina/graphite hybrid metal matrix composites. *Industrial Lubrication and Tribology*. 2012;64:359-66.
- [26] Ted Guo ML, Tsao CYA. Tribological behavior of aluminum/SiC/nickel-coated graphite hybrid composites. *Materials Science and Engineering: A*. 2002;333:134-45.
- [27] Akhlaghi F, Zare-Bidaki A. Influence of graphite content on the dry sliding and oil impregnated sliding wear behavior of Al 2024–graphite composites produced by in situ powder metallurgy method. *Wear*. 2009;266:37-45.

- [28] Mahdavi S, Akhlaghi F. Effect of the Graphite Content on the Tribological Behavior of Al/Gr and Al/30SiC/Gr Composites Processed by In Situ Powder Metallurgy (IPM) Method. *Tribology Letters*. 2011;44:1-12.
- [29] Fathi R, Ma A, Saleh B, Xu Q, Jiang J. Investigation on mechanical properties and wear performance of functionally graded AZ91-SiCp composites via centrifugal casting. *Materials Today Communications*. 2020. 24(1);24:101169.
- [30] Adib M H, Abedinzadeh R. Study of mechanical properties and wear behavior of hybrid Al/(Al₂O₃+SiC) nanocomposites fabricated by powder technology. *Materials Chemistry and Physics*. 2023; 305: 127922.