



# Production and Characterization of Hypoeutectic Al-Si Matrix Composite Reinforced with Metallic Glass Particles

Mohammad Reza Rezaei <sup>1\*</sup>, Reza Nazemnezhad <sup>2</sup>, Erfan Khanmohammadi <sup>3</sup>

<sup>1</sup> Assistant Professor, School of Engineering, Damghan University, Damghan, Semnan, Iran

<sup>2</sup> Associated Professor, School of Engineering, Damghan University, Damghan, Semnan, Iran

<sup>3</sup> Bachelor of Science, School of Engineering, Damghan University, Damghan, Semnan, Iran

\*Corresponding Author's Email: [m.r.rezaei@du.ac.ir](mailto:m.r.rezaei@du.ac.ir) (M. R. Rezaei)

## Paper History:

Received: 2023-06-09

Revised in revised form: 2023-07-16

Scientific Accepted: 2023-11-07

## Keywords:

Hypoeutectic Al-Si Matrix Composite

FMG Particles

SPS

Microstructure

Mechanical Properties

**Abstract** In the present study, an aluminum-silicon hypoeutectic alloy matrix composite reinforced with metallic glass particles was produced through Powder Metallurgy (PM) method. In the first step, the synthesized matrix powder particles with Al-11wt%Si composition were mixed with Fe-based Metallic Glass (FMG) particles as the reinforcements. In the next step, Spark Plasma Sintering (SPS) method was employed to produce composite bulk parts. For comparison, pure aluminum powder particles were sintered under the same conditions. The phase studies confirmed some alterations in the intensity and diffraction angle of crystalline peaks for the composite compared to pure aluminum. Moreover, they remarked a change in the location of the amorphous hump in the XRD pattern of composite, compared to its former location in the amorphous powder particles. Further analysis of the XRD patterns proved the solubility of a large portion of silicon in the aluminum. Microstructural studies, along with quantitative analysis, indicated the homogenous distribution of the FMG particles and undissolved silicon particles in the aluminum matrix. The yield and compressive strength values of the composite sample were obtained as 165 and 289 MPa, respectively, showing a significant increase compared to the pure aluminum sample. Finally, the contributions of different strengthening mechanisms to the enhancement of the composite strength was elaborated.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2023.401190.1281> URL: [https://www.jamt.ir/article\\_182554.html](https://www.jamt.ir/article_182554.html)

## 1. INTRODUCTION

In contemporary applications, metallic glass particles are increasingly employed as reinforcements within the matrix of metal matrix composites (Zhai et al., 2022; Xie et al., 2020). These materials boast exceptional properties including high hardness and remarkable fracture toughness (Rezaei et al., 2019). These attributes, combined with the disordered metallic structure, rendered them suitable replacements for conventional reinforcements, contributing to the enhanced the mechanical performance of composite matrices. Previous studies have demonstrated the establishment of sound and perfect matrix/reinforcement interfaces between metallic glass particles and matrices in various metal matrix composites (Guan et al., 2020). Metallic glass particles also exhibit an interesting Newtonian viscous flow behavior in their super-cooled liquid region

(Jayalakshmi et al., 2015), allowing them to serve as binders during the sintering process. Another method for enhancing the mechanical properties of composites is to modify the microstructure of the matrix phase. This modification includes grain refinement, alteration to the chemical composition, and phase characteristics of the matrix. Such modifications have been implemented through various methods namely heat treatment, mechanical operations such as shot peening, and addition of special alloying elements to the composition, as shown in several research studies (Fathy et al., 2015; Tang et al., 2023). With these considerations, it can be anticipated that combination of the two afore-mentioned methods, i.e., selection of appropriate metallic glass reinforcements and modification of the chemical composition of the matrix phase, will lead to an improvement in the strength of aluminum matrix composites. Therefore, in the present study, an Al-Si



hypoeutectic alloy matrix composite reinforced with metallic glass particles was developed for the first time. Subsequently, the microstructural and phase studies were conducted, and their relationship with mechanical properties was analyzed. Finally, the role of influential strengthening mechanisms in enhancing the strength of the composite was examined.

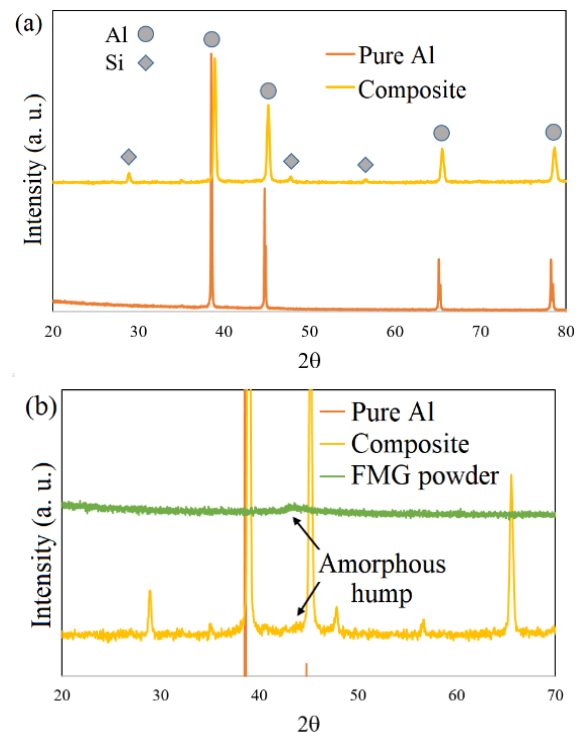
## 2. MATERIALS AND METHODS

The matrix alloy powder, with a nominal composition of Al-11Si (wt%), was prepared through the mechanical alloying process via high energy ball milling of pure aluminum powder and pure silicon powder. The rotation speed and ball-to-powder weight ratio were set at 300 rpm and 8, respectively. Ball milling was conducted for 10 hours under an Ar atmosphere, and stearic acid was used as a process control agent. To produce Fe<sub>75</sub>Si<sub>15</sub>B<sub>5</sub>Zr<sub>5</sub> Metallic Glass (FMG) reinforcing particles, the powder particles of the constituent elements in appropriate weight percentages underwent ball milling process. The ball-to-powder weight ratio and rotation speed were 15 and 300 rpm, respectively. Milling was then performed in a wet medium (toluene) for 30 hours. Then, the produced matrix alloy powder and FMG particles were blended in a horizontal low energy mill. The volume percentages of the matrix powder and FMG powder were measured as 90 and 10, respectively. Blending was done for two hours at the speed of 100 rpm. Later, Spark Plasma Sintering (SPS) process was employed to consolidate composite powder particles. Given the temperature range of the super-cool region for Fe<sub>75</sub>Si<sub>15</sub>B<sub>5</sub>Zr<sub>5</sub> particles (between 580 and 600°C) (Neamtu et al., 2016) and according to the Al-Si phase diagram, the temperature range of the two-phase region for Al-11Si alloy is between 577 and 650°C at the sintering temperature of 585°C. The heating rate and applied pressure were set at 50 °C/min and 40 MPa, respectively. To facilitate comparison, pure aluminum powder was also sintered under the same conditions. The microstructure and phase investigations of the samples were conducted using the FESEM and X-Ray Diffraction (XRD) analysis. The mechanical properties of the samples were determined through a uniaxial compression test at the strain rate of  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

## 3. RESULTS AND DISCUSSION

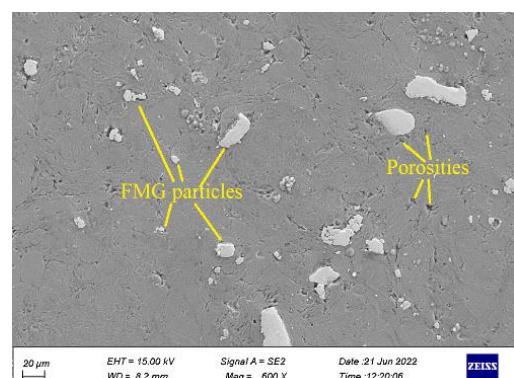
The XRD pattern of the composite and pure aluminum is depicted in Figure 1 (a). The magnified diffraction pattern is also shown in Figure 1(b). In Figure 1 (a), the crystal peaks related to the aluminum phase are observed in both pure Al and composite samples. A closer examination of the diffraction patterns reveals the lower intensity of crystalline peaks in the composite sample peaks compared to pure aluminum. Additionally, the crystalline peaks of the composite sample shifted to higher angles than those of pure Al. These changes result from the application of severe plastic deformation on the matrix powder particles during high-energy ball milling. According to Figure 1 (b), the broad hump attributed to the FMG phase remains unchanged in the composite sample, indicating the preservation of the amorphous nature of the

reinforcing particles during the sintering process. A detailed examination of the XRD patterns reveals a small shift in the location of the broad hump to higher angles (Figure 1 (b)). The displacement of the hump of the amorphous phase to higher angles shows a decrease in the distance between the nearest atomic neighbors in the structure of glass particles (Guo et al., 2002). The reduction of the distance between atoms occurs due to structural dilatation as a result of imposed pressure at high temperatures during the SPS process.



**Figure 1.** XRD patterns for (a) various samples (b) the same patterns in higher magnification.

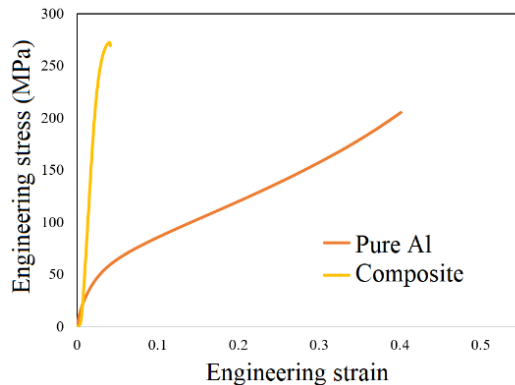
Figure 2 shows the FMG particles and undissolved silicon particles homogeneously distributed in the matrix of the composite sample. A small portion of silicon added to aluminum in the mechanical alloying process does not enter the solid solution, which is visible as the free silicon particles in the microstructure. In addition, the black areas in the micrograph represent the microstructural porosities. These porosities form during the SPS process due to the decreased compressibility of aluminum powder particles caused by the mechanical alloying process.



**Figure 2.** FESEM micrograph of the composite sample.

The engineering stress-strain curves obtained from the uniaxial pressure test for different samples are depicted in Figure 3. According to this figure, the yield strength of the composite sample is higher than the pure aluminum sample, indicating an increase of about 3.5 times caused by three factors:

- 1- Mechanical alloying of the matrix powder particles
- 2- Dissolution of silicon in the aluminum structure and formation of the solid solution
- 3- Presence of FMG and undissolved silicon particles in the composite matrix



**Figure 3.** Representative compressive stress-strain curves for different samples.

#### 4. CONCLUSION

In the present study, an Al-11Si hypereutectic alloy matrix composite reinforced with FMG particles was successfully produced via powder metallurgy method. It was found that the amorphous structure of the FMG particles was preserved during the production process with some structural dilatation. The microstructural observations confirmed the homogenous distribution of FMG and undissolved Si particles in the matrix of developed composite. The yield strength and compressive strength of the produced composite were 165 and 289 MPa, respectively, which showed a significant increase compared to that in pure aluminum. Such increase can be attributed to the changes of matrix chemical composition and addition of reinforcements to the composite matrix as well.

#### 5. ACKNOWLEDGEMENT

The authors would like to thank Damghan University for their support throughout this research.

#### 6. REFERENCES

1. Fathy, A., Omya, E. K., & Mohammed, M. M. (2015). Effect of iron addition on microstructure, mechanical and magnetic properties of Al-matrix composite produced by powder metallurgy route. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 25(1), 46-53. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63577-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63577-4)
2. Guan, H. D., Li, C. J., Gao, P., Yi, J. H., Bao, R., Tao, J. M., ... & Feng, Z. X. (2020). Fe-based metallic glass particles reinforced Al-7075 matrix composites prepared by spark plasma sintering. *Advanced Powder Technology*, 31(8), 3500-3506. <https://doi.org/10.1016/j.apt.2020.06.038>
3. Guo, X. Q., Louzguine, D. V., Yamaura, S., Ma, L. Q., Sun, W., Hasegawa, M., & Inoue, A. (2002). Hydrogen absorption in Ti-Zr-Ni-Cu amorphous alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 338(1-2), 97-100. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00091-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00091-6)
4. Jayalakshmi, S., & Gupta, M. (2015). Metallic amorphous alloy reinforcements in light metal matrices. *Cham: Springer International Publishing*. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-15016-1>
5. Neamtu, B. V., Chicinaş, H. F., Marinca, T. F., Isnard, O., Chicinaş, I., & Popa, F. (2016). Synthesis of amorphous Fe75Si20-xMxB5 (M= Ti, Ta, Zr) via wet mechanical alloying and its structural, thermal and magnetic characterisation. *Advanced Powder Technology*, 27(2), 461-470. <https://doi.org/10.1016/j.apt.2016.01.027>
6. Rezaei, M. R., Shabestari, S. G., & Razavi, S. H. (2019). Investigation on equal-channel angular pressing-induced grain refinement in an aluminum matrix composite reinforced with Al-Cu-Ti metallic glass particles. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28, 3031-3040. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04059-2>
7. Tang, Y., Liu, C., Liu, J., Zhang, C., Chen, H., Shi, Q., ... & Chen, Z. (2023). Improving the ductility of Al matrix composites through bimodal structures: Precise manipulation and mechanical responses to coarse grain fraction. *Materials Science and Engineering: A*, 875, 145139. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145139>
8. Xie, M. S., Suryanarayana, C., Zhao, Y. L., Zhang, W. W., Yang, C., Zhang, G. Q., ... & Wang, Z. (2020). Abnormal hot deformation behavior in a metallic-glass-reinforced Al-7075 composite. *Materials Science and Engineering: A*, 785, 139212. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139212>
9. Zhai, J. T., Gao, W. J., Dong, H. K., Hu, Y. C., Zhang, T., Zhu, X. G., ... & Liu, L. H. (2022). Novel metal matrix composites reinforced with Zr-based metallic glass lattices. *Applied Materials Today*, 29, 101649. <https://doi.org/10.1016/j.apmt.2022.101649>



مقاله کامل پژوهشی

ساخت و مشخصه‌یابی کامپوزیت زمینه

آلیاژ هایپویوتکتیک آلومینیوم-سیلیسیوم تقویت شده با ذرات آمورف

محمد رضا رضائی<sup>۱\*</sup>، رضا ناظم نژاد<sup>۲</sup>، عرفان خان محمدی<sup>۳</sup>

<sup>۱</sup> استادیار، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه دامغان، دامغان، سمنان، ایران

<sup>۲</sup> دانشیار، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه دامغان، دامغان، سمنان، ایران

<sup>۳</sup> دانشجوی کارشناسی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه دامغان، دامغان، سمنان، ایران

تاریخچه مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۲/۰۳/۱۹

دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۴۰۲/۰۴/۲۵

پذیرش قطعی: ۱۴۰۲/۰۸/۱۶

کلیدواژه‌ها:

کامپوزیت زمینه آلیاژ هایپویوتکتیک،

ذرات آمورف،

زینتر به کمک قوس پلاسما،

ریزساختار،

خواص مکانیکی

**چکیده** در پژوهش حاضر، کامپوزیت زمینه آلیاژ هایپویوتکتیک آلومینیوم-سیلیسیوم با تقویت کننده ذرات آمورف به روش متالورژی پودر تولید شد. در مرحله اول، ذرات پودر زمینه با ترکیب آلیاژ هایپویوتکتیک (۱۱ درصد وزنی) AI-Si، با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی تولید شد. سپس، پودر زمینه و تقویت کننده ذرات آمورف پایه آهن (Fe-based metallic glass (FMG)) باهم مخلوط شدند. در ادامه، جهت تولید قطعات حجیم کامپوزیتی از روش تف‌جوشی به کمک قوس پلاسما (SPS) استفاده شد. برای مقایسه، ذرات پودر آلومینیوم خالص نیز در شرایط مشابه تف‌جوشی شدند. مشخصه‌یابی نمونه‌های آلومینیوم خالص و نمونه کامپوزیتی تولید شده شامل بررسی تغییرات فازی، بررسی‌های ریزساختاری، مقدار تخلخل‌ها و خواص مکانیکی انجام شد. بررسی‌های فازی نشان دهنده تغییر شدت و زاویه پراش قله‌های کریستالی نمونه کامپوزیتی نسبت به آلومینیوم خالص بود. انجام فرایند تف‌جوشی تغییری در ساختار ذرات آمورف به وجود نیاورد. همچنین، مکان برآمدگی فاز آمورف در نمونه کامپوزیتی نسبت به مکان برآمدگی ذرات پودر آمورف اولیه تغییر کرد. حلالیت بخش زیادی از سیلیسیوم در ساختار آلومینیوم هم با تحلیل الگوهای فازی به اثبات رسید. بررسی‌های ریزساختاری به همراه تحلیل کمی صورت گرفته نشانگر توزیع مناسب ذرات تقویت کننده آمورف و ذرات حل نشده سیلیسیوم در زمینه آلومینیوم بود. استحکام تسلیم و استحکام فشاری نمونه کامپوزیتی به ترتیب ۱۶۵ و ۲۸۹ مگاپاسکال تعیین شد که افزایش قابل توجهی را نسبت به آلومینیوم خالص نشان داد. در پایان، سازوکارهای استحکام بخشی مؤثر در افزایش استحکام، مورد بحث قرار گرفتند.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2023.401190.1281> URL: [https://www.jamt.ir/article\\_182554.html](https://www.jamt.ir/article_182554.html)

## ۱- مقدمه

ریخته‌گری و فرایندهای جامد مانند متالورژی پودر هستند در فرایند متالورژی (Xie et al., 2021; Yadav et al., 2022). پودر به دلیل عدم وقوع تغییر حالت فیزیکی (ذوب و انجماد)، عیوب انجمادی در ساختار تشکیل نمی‌شوند. تقویت کننده‌های متعارف برای کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی، مواد کربنی مانند گرافن، نانولوله‌های کربنی و مواد سرامیکی مانند اکسید آلومینیوم و کاربید سیلیسیوم هستند

در سال‌های اخیر استفاده از کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی به دلیل دارا بودن خواص مناسب مانند چگالی کم، استحکام و مقاومت شیمیایی روبه‌گسترش است (Ghasali et al., 2013; Xu et al., 2023; Yang et al., 2023). مهم‌ترین روش‌های تولید این نوع کامپوزیت‌ها فرایندهای مذاب مانند

\*عهده‌دار مکاتبات: محمد رضا رضائی

در کنار انتخاب تقویت‌کننده مناسب، یکی دیگر از روش‌های بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها تغییر شرایط فاز زمینه است. مطالعات وسیعی در زمینه اصلاح شرایط زمینه اعم از تغییر ترکیب شیمیایی، تغییر اندازه دانه و ... توسط روش‌های گوناگون مانند عملیات حرارتی و آلیاژسازی انجام شده است. فتحی<sup>۷</sup> و همکاران (Fathy et al., 2015)، تأثیر افزودن آهن به زمینه آلومینیوم یک کامپوزیت را بررسی کردند و نقش سازنده این تغییر ترکیب را در بهبود استحکام فشاری و سختی کامپوزیت نشان دادند. تانگ<sup>۸</sup> و همکاران (Tang et al., 2023)، با ایجاد یک ساختار دوگانه<sup>۹</sup>، انعطاف‌پذیری کامپوزیت زمینه آلومینیومی را بهبود بخشیدند.

با این توضیحات انتظار می‌رود با تلفیق دو روش ذکر شده در بالا، یعنی انتخاب تقویت‌کننده آمورف و تغییر ترکیب شیمیایی فاز زمینه بتوان به نتایج قابل‌توجهی جهت بهبود استحکام کامپوزیت زمینه آلومینیومی دست یافت. از این رو در پژوهش حاضر، برای اولین بار کامپوزیت زمینه آلیاژ هایپوآکسیژن Al-Si با تقویت‌کننده ذرات آمورف پایه آهن در دستورکار قرار گرفت. پس از تولید کامپوزیت، بررسی‌های فازی و ریزساختاری انجام شد و رابطه آنها با خواص مکانیکی تحلیل گردید. در نهایت نقش سازوکارهای استحکام‌بخشی تأثیرگذار هم مورد بررسی قرار گرفت.

## ۲- روش تحقیق

برای تولید پودر آلیاژ زمینه کامپوزیت، ذرات پودر آلومینیوم خالص با اندازه متوسط ۴۵ میکرومتر به میزان ۹۵ درصد وزنی با ذرات پودر سیلیسیوم خالص با اندازه متوسط ۱۵ میکرومتر به میزان ۱۱ درصد وزنی تحت آسیاکاری در آسیاب گلوله‌ای ماهواره‌ای قرار گرفتند. سرعت چرخش کاپ ها ۳۰۰ دور بر دقیقه و نسبت وزنی گلوله به پودر ۸ در نظر گرفته شد. آسیاکاری به مدت ۱۰ ساعت در محیط گاز آرگون

(Alizadeh et al., 2020; Lin et al., 2023; Xie et al., 2022; Zou et al., 2023) اما سازگاری نامناسب تقویت‌کننده مرسوم با زمینه کامپوزیت به دلیل طبیعت متفاوت آنها (ساختار کووالانت یا یونی ذرات تقویت‌کننده) با زمینه فلزی، باعث تشکیل فصل مشترک‌های نامناسب و ضعیف بین زمینه و ذرات تقویت‌کننده می‌شود (Rezaei et al., 2022). همچنین، احتمال وقوع واکنش‌های فصل مشترکی و تشکیل ترکیبات اغلب ترد و مخرب بر خواص کامپوزیت را نباید نادیده گرفت (Jayalakshmi & Gupta, 2015). امروزه ذرات آمورف فلزی یا فلزات شیشه‌ای<sup>۱</sup> به‌عنوان تقویت‌کننده در زمینه کامپوزیت های زمینه فلزی استفاده می‌شوند (Xie et al., 2020; Zhai et al., 2022). از جمله ویژگی‌های این مواد می‌توان به سختی بالا و حد الاستیک<sup>۲</sup> قابل توجه اشاره کرد (Rezaei et al., 2019). این ویژگی‌ها در کنار ساختار فلزی و سازگار با زمینه، آنها را به انتخابی مناسب و قابل‌جایگزین با تقویت‌کننده‌های رایج جهت تقویت زمینه کامپوزیت تبدیل کرده است. ونگ<sup>۳</sup> و همکاران (Wang et al., 2014)، کامپوزیت زمینه آلومینیومی با تقویت‌کننده ذرات آمورف پایه منیزیم را با روش متالورژی پودر تولید کردند. با افزودن ذرات آمورف، خواص مکانیکی بهبود قابل‌ملاحظه‌ای پیدا کرد. بئو<sup>۴</sup> و همکاران (Bao et al., 2023)، کامپوزیت زمینه فلزی را با تقویت‌کننده ذرات آمورف در اندازه‌های مختلف توسعه دادند و بهبود استحکام و چقرمگی<sup>۵</sup> کامپوزیت را با کاهش اندازه ذرات تقویت‌کننده آمورف به اثبات رساندند. گوان<sup>۶</sup> و همکاران (Guan et al., 2020)، سازوکارهای استحکام‌بخشی مؤثر در افزایش استحکام کامپوزیت زمینه آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ تقویت‌شده با ذرات آمورف پایه آهن را بررسی کرده و پس از بررسی سهم سازوکارهای مختلف، مهم‌ترین سازوکارهای مؤثر در افزایش استحکام را، سازوکار مرزدانه و تفاوت ضریب انبساط حرارتی تقویت‌کننده و زمینه معرفی کردند.

<sup>1</sup> Metallic glasses

<sup>2</sup> Elastic limit

<sup>3</sup> Wang

<sup>4</sup> Bao

<sup>5</sup> Toughness

<sup>6</sup> Guan

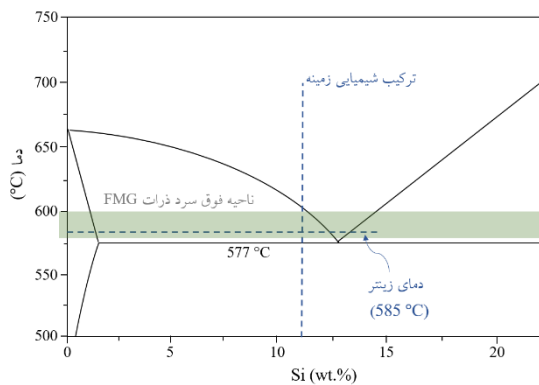
<sup>7</sup> Fathy

<sup>8</sup> Tang

<sup>9</sup> Bimodal structure



انجام شد. از اسید استناریک به عنوان عامل کنترل فرایند به میزان ۲ درصد وزنی از کل پودر استفاده شد. برای تولید ذرات تقویت کننده آمورف پایه آهن ( $Fe_{75}Si_{15}B_5Zr_5$  (FMG) نیز از آسیاب گلوله‌ای ماهواره‌ای استفاده شد. ذرات پودر عناصر تشکیل دهنده ترکیب در درصدهای وزنی مناسب تحت آسیابکاری قرار گرفتند. نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۵ و سرعت چرخش ۳۰۰ دور بر دقیقه در نظر گرفته شد. آسیابکاری به صورت تر در محیط تولون و به مدت ۳۰ ساعت ادامه یافت (Neamtu et al., 2016). در ادامه جهت تولید پودر کامپوزیتی، ذرات پودر زمینه و ذرات تقویت کننده آمورف در آسیاب کم انرژی افقی مخلوط شدند. درصد حجمی پودر زمینه و آمورف به ترتیب ۹۰ و ۱۰ در نظر گرفته شد. آسیابکاری به مدت ۲ ساعت و با سرعت ۱۰۰ دور بر دقیقه صورت گرفت.



شکل ۱. بخش غنی از سیلیسیوم دیاگرام فازی Al-Si

### ۳- نتایج و بحث

از فرایند تفجوشی به کمک قوس پلاسما جهت متراکم سازی ذرات پودر کامپوزیتی و تولید قطعات حجیم استفاده شد. باتوجه به این که ذرات آمورف در محدوده دمایی فوق سرد<sup>۱</sup> یعنی بین دمای انتقال شیشه‌ای<sup>۲</sup> و دمای بلوری شدن<sup>۳</sup> مانند سیالات نیوتنی رفتار می‌کنند، می‌توانند در هنگام تفجوشی به عنوان چسب (Binder) ایفای نقش کرده و باعث کاهش تخلخل‌ها شوند. از طرفی در محدوده دمایی دوفازی مذاب و جامد، آلیاژ زمینه در نرم‌ترین حالت خود است. بنابراین، باتوجه به این که گستره دمایی محدوده فوق سرد ذرات آمورف  $Fe_{75}Si_{15}B_5Zr_5$  بین ۵۸۰ و ۶۰۰ درجه سلسیوس قرار دارد (Neamtu et al., 2016) و همچنین، محدوده دمایی دوفازی آلیاژ بین ۵۷۷ و ۶۵۰ درجه سلسیوس است، دمای انجام تفجوشی ۵۸۵ درجه سلسیوس انتخاب شد. در شکل (۱)، محدوده فوق سرد، ترکیب شیمیایی آلیاژ زمینه، محدوده دمایی دوفازی و دمای تفجوشی روی بخش غنی از سیلیسیوم دیاگرام فازی Al-Si، نمایش داده شده است.

سرعت حرارت دهی ۵۰ درجه سلسیوس بر دقیقه، فشار اعمالی ۴۰ مگاپاسکال و مدت زمان انجام فرایند ۱۰ دقیقه در نظر گرفته شد. متغیرهای تفجوشی باتوجه به کار پژوهشی پیشین انجام شده توسط محققان حاضر، انتخاب شده است.

سرعت حرارت دهی ۵۰ درجه سلسیوس بر دقیقه، فشار اعمالی ۴۰ مگاپاسکال و مدت زمان انجام فرایند ۱۰ دقیقه در نظر گرفته شد. متغیرهای تفجوشی باتوجه به کار پژوهشی پیشین انجام شده توسط محققان حاضر، انتخاب شده است.

سرعت حرارت دهی ۵۰ درجه سلسیوس بر دقیقه، فشار اعمالی ۴۰ مگاپاسکال و مدت زمان انجام فرایند ۱۰ دقیقه در نظر گرفته شد. متغیرهای تفجوشی باتوجه به کار پژوهشی پیشین انجام شده توسط محققان حاضر، انتخاب شده است.

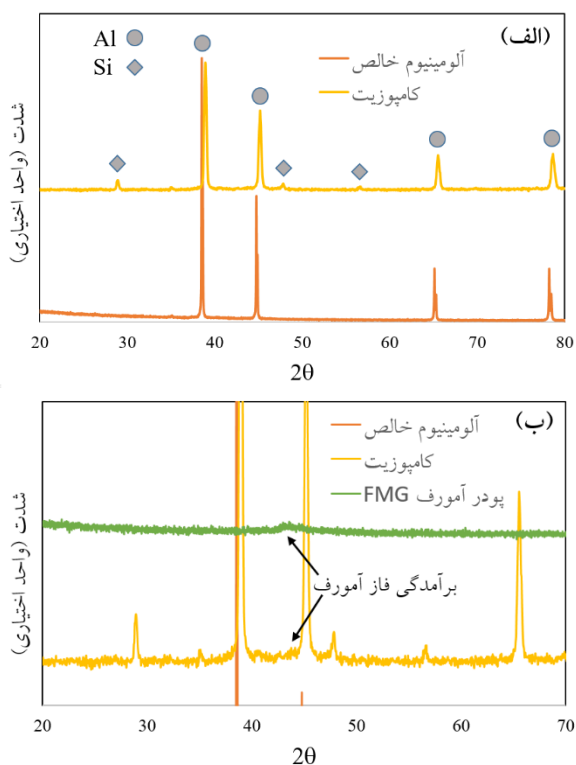
<sup>1</sup> Super-cooled liquid region

<sup>2</sup> Glass transition temperature

<sup>3</sup> Crystallization temperature

<sup>4</sup> diffractometer

۲- اعمال تغییر شکل در دماهای بالا (Nieh et al., 2001) و  
 ۳- وقوع آسایش ساختاری<sup>۲</sup> حین آنیل (در نتیجه از بین رفتن حجم آزاد موجود در ساختار آمورف که وابسته به زمان است) (Wang et al., 2002).



شکل ۲. الف) الگوهای XRD از نمونه‌های مختلف،  
 ب) همان الگوها در بزرگنمایی بالاتر

در پژوهش حاضر باتوجه به فرایند استفاده شده برای تف‌جوشی، تنها مورد دوم از موارد بالا، اثر می‌کند که در ادامه راجع به آن بحث خواهد شد. همان‌طور که پیشتر نیز اشاره شد، در فرایند تف‌جوشی به کمک قوس پلاسما در دمای بالا، دو عامل تنش و دما به صورت توأمان حین متراکم‌سازی حضور دارند. شدت وقوع این پدیده با افزایش دمای متراکم‌سازی و مقدار ذرات تقویت‌کننده (کاهش فاصله متوسط بین ذرات) افزایش می‌یابد. در کامپوزیت‌هایی با تقویت‌کننده سرامیکی این عوامل سبب شکست و خوشه‌ای شدن ذرات تقویت‌کننده می‌شود. حضور این عوامل در فرایند، سبب بازآرایی موضعی نزدیک‌ترین اتم‌های همسایه در ساختار آمورف ذرات تقویت‌کننده شده و از این رو موقعیت برآمدگی مربوط به فاز

تغییرات به دلیل اعمال تغییر شکل پلاستیکی شدید حین آسیاکاری مکانیکی در آسیاب پراثری صورت گرفته است. برخورد شدید گلوله‌های آسیاب با ذرات پودر زمینه کامپوزیت سبب افزایش میکرو کرنش ذخیره شده در ساختار و افزایش چگالی نابجایی‌ها می‌شود. این موضوع، خود را با کاهش شدت قله‌ها و افزایش پهنای قله در نیمه ارتفاع نشان می‌دهد. از طرفی، باتوجه به شکل (۲-ب) برآمدگی پهن مربوط به فاز آمورف  $Fe_{75}Si_{15}B_5Zr_5$  در نمونه کامپوزیتی بدون تغییر حفظ شده است. این به معنای حفظ طبیعت آمورف ذرات تقویت‌کننده پس از تف‌جوشی است. به عبارت دیگر، پدیده بلوری شدن فاز آمورف حین فرایند تف‌جوشی در این شرایط رخ نداده است. آلیاژهای آمورف در تعادل ترمودینامیکی قرار ندارند و در صورت تأمین انرژی خارجی کافی، به حالت پایدار بلوری باز می‌گردند (Li et al., 2023). باتوجه به زمان تف‌جوشی بسیار کوتاه در فرایند تف‌جوشی به کمک قوس پلاسما، زمان کافی برای بلوری شدن ذرات آمورف فراهم نخواهد بود؛ به همین دلیل، ساختار بی‌نظم فاز آمورف حین تف‌جوشی حفظ می‌شود. همچنین، محصولات ناشی از وقوع واکنش شیمیایی بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه تشکیل نشده‌اند. این، یکی دیگر از مزایای ذرات تقویت‌کننده آمورف نسبت به ذرات سرامیکی به عنوان تقویت‌کننده است. در کامپوزیت‌های زمینه فلزی حاوی ذرات تقویت‌کننده سرامیکی، در نتیجه وقوع واکنش‌های شیمیایی بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه، محصولات غالباً ترد و با تأثیر منفی روی خواص مکانیکی کامپوزیت تولید می‌شوند.

بررسی دقیق الگوهای XRD نشان می‌دهد که یک جابجایی مختصر به زوایای بالاتر در مکان برآمدگی مربوط به فاز آمورف رخ داده است (شکل ۲-ب). جابجایی برآمدگی فاز آمورف به زوایای بالاتر به معنی کاهش فاصله بین نزدیک‌ترین همسایگان اتمی در ساختار ذرات آمورف است (Guo et al., 2002). کاهش فاصله بین اتم‌ها در اثر وقوع پدیده انبساط ساختاری<sup>۱</sup> رخ می‌دهد. به‌طور کلی، در ساختارهای آمورف، انبساط ساختاری به سه دلیل عمده اتفاق می‌افتد:

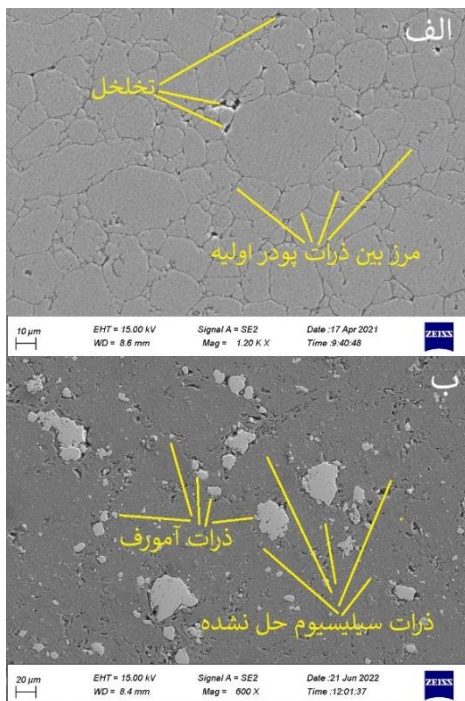
۱- افزودن اتم‌های محلول خارجی (مانند هیدروژن)

(Guo et al., 2002)

<sup>1</sup> Structural dilatation

<sup>2</sup> Structural relaxation

پودر اولیه پس از انجام عملیات اچ شیمیایی، آشکار شده است (شکل ۳-الف). همچنین، تخلخل‌های ساختاری به شکل نقاط سیاه‌رنگ در تصویر دیده می‌شود. در شکل (۳-ب) ذرات آمورف و ذرات سیلیسیوم حل‌نشده در ساختار نمونه کامپوزیتی مشاهده می‌شود. متوسط اندازه ذرات آمورف و سیلیسیوم به ترتیب ۱۲ و ۵ میکرومتر است. مشاهده ذرات سیلیسیوم حل‌نشده در ریزساختار با نتایج حاصل از پراش پرتوایکس همخوانی دارد. همان‌طور که انتظار می‌رفت بخشی از سیلیسیوم اضافه‌شده به آلومینیوم در فرایند آسیاکاری مکانیکی وارد محلول جامد نشده و به صورت ذرات سیلیسیوم آزاد در ریزساختار نمایان هستند.



شکل ۳. تصاویر FESEM از نمونه (الف) آلومینیوم خالص (ب) کامپوزیت

از طرف دیگر، تعداد بیشتر مناطق سیاه‌رنگ نسبت به آلومینیوم خالص در زمینه، نمایانگر تخلخل‌های ساختاری بیشتر است. افزایش میزان تخلخل در زمینه کامپوزیت به کاهش تراکم پذیری<sup>۲</sup> ذرات پودر آلومینیوم حین انجام آسیاکاری مکانیکی برمی‌گردد.

برای مشاهده بهتر و دقیق‌تر از توزیع ذرات تقویت‌کننده

آمورف در الگوی XRD به زوایای بالاتر انتقال می‌یابد.

مطلب دیگری که از الگوی پراش پرتوایکس کامپوزیت می‌توان برداشت کرد، میزان حل شدن سیلیسیوم در زمینه آلومینیومی کامپوزیت است. شعاع اتمی فلز آلومینیوم و سیلیسیوم به ترتیب ۱/۴۲۹ و ۱/۱۷۰ آنگستروم است بنابراین اختلاف شعاع اتمی این دو عنصر در حدود ۱۸ درصد است. براساس قوانین هیوم-روتاری شرایط مناسبی جهت تشکیل محلول جامد سیلیسیوم در آلومینیوم مهیا نیست. به همین دلیل، براساس دیاگرام فازي Al-Si (شکل ۱) حد حلالیت سیلیسیوم در آلومینیوم در دمای محیط بسیار ناچیز است؛ اما حین فرایند آسیاکاری مکانیکی به دلیل جوش، شکست و جوش مجدد ذرات پودری، اختلاط در مقیاس اتمی صورت می‌گیرد که منجر به افزایش حد حلالیت سیلیسیوم در آلومینیوم به صورت غیرتعادلی می‌شود. جهت تأیید حلالیت سیلیسیوم در شبکه آلومینیوم، پارامتر شبکه آلومینیوم ( $a_{Al}$ ) از چهار قله اصلی مربوط به آلومینیوم در الگوی پراش پرتوایکس یعنی قله‌های (۱۱۱)، (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱)، به مقدار ۴/۰۱۹۴ آنگستروم محاسبه شد. براساس یافته‌های میلیگان<sup>۱</sup> در دستگاه Al-Si داریم (Milligan et al., 2009):

$$a_{Al} = -0.0032(at\% Si) + 4.0494 \quad (\text{معادله ۱})$$

در این رابطه  $at\% Si$  حد حلالیت Si در Al برحسب درصد اتمی است. رابطه میلیگان براساس این واقعیت ارائه شده است که با انحلال سیلیسیوم در شبکه آلومینیوم، پارامتر شبکه آلومینیوم دستخوش تغییر می‌شود. بنابراین، با انجام آزمایشات تجربی، میزان انحلال را می‌توان از طریق رابطه (۱) به پارامتر شبکه آلومینیوم مرتبط کرد. با قرار دادن پارامتر شبکه آلومینیوم (که از الگوهای پراش پرتوایکس به دست آمد) در رابطه (۱)، حد حلالیت حدود ۹/۳۷ درصد اتمی (۹/۷۲ درصد وزنی) به دست آمد. با توجه به مقدار سیلیسیوم در ترکیب اولیه آلیاژ زمینه، مقدار سیلیسیوم حل‌نشده در حدود ۱/۲۸ درصد وزنی تعیین می‌شود. تصاویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه آلومینیوم خالص و نمونه کامپوزیتی در شکل (۳) نمایش داده شده است. در تصویر مربوط به نمونه آلومینیوم خالص، مرز بین ذرات

<sup>1</sup> Milligan

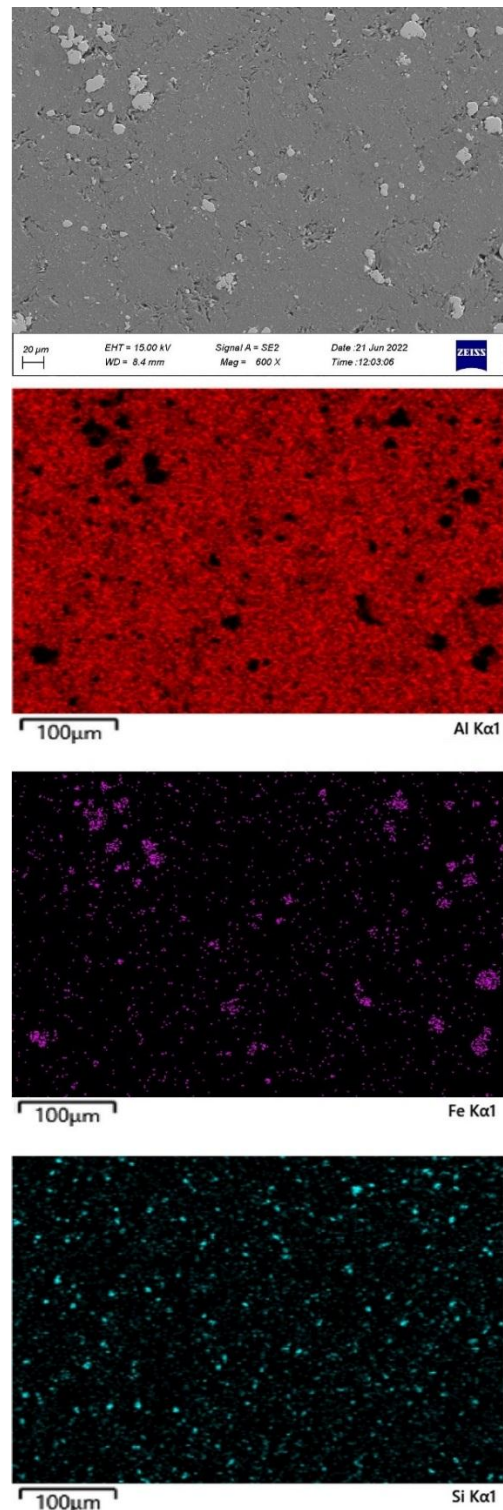
<sup>2</sup> Compressibility



دقیق‌تر توزیع کمک کند. توزیع ذرات تقویت‌کننده با استفاده از روش مربعات<sup>۱</sup>، قابل کمی‌سازی است (Rezaei et al., 2020). در این روش، ریزساختار نمونه به مربعاتی با اندازه یکسان تقسیم‌بندی می‌شود و تعداد ذرات تقویت‌کننده در هر سلول مربعی تعیین شده و با  $Nq$  نمایش داده می‌شود. در مراجع اشاره شده است که برای حصول نتایج دقیق‌تر بهتر است که مساحت هر مربع تقریباً دوبرابر مساحت متوسط ذرات تقویت‌کننده باشد (Rezaei et al., 2020). برای هر  $Nq$ ، تعداد مربعات مربوطه شمرده شده و بر تعداد کل مربعات تقسیم می‌شود (بسامد (برحسب درصد)). مثلاً اگر تعداد مربعات حاوی ۱ تقویت‌کننده، ۱۰ عدد باشد و تعداد کل مربعات ۱۰۰ عدد باشد، بسامد مربوط به  $Nq=1$  برابر با ۱۰ درصد خواهد بود. با ترسیم نمودار بسامد (درصد) برحسب  $Nq$ ، تحلیل توزیع انجام می‌شود. توزیع متقارن‌تر نمودار  $Nq$  به معنی توزیع یکنواخت‌تر ذرات تقویت‌کننده است. تصویر FESEM به ۱۵۰ سلول با اندازه هر ضلع، ۲۵ میکرومتر تقسیم‌بندی شد. نتایج حاصل از تحلیل کمی در شکل (۵) نمایش داده شده است. با توجه به شکل، توزیع تقریباً متقارن مشاهده شده، تأییدکننده توزیع کم-ویش یکنواخت ذرات آمورف در زمینه کامپوزیت است. توزیع همگن ذرات تقویت‌کننده FMG در زمینه را می‌توان به طبیعت فلزی و از این رو تطابق شیمیایی آنها با زمینه نسبت داد. این تطابق همان‌طور که در بخش مقدمه نیز اشاره شد، منتج به تشکیل فصل مشترک‌های خوب و مستحکم با زمینه شده؛ بنابراین تحت فشار اعمالی حین تف‌جوشی، ذرات تقویت‌کننده همراه با زمینه، سیلان پیدا کرده و خوشه‌های<sup>۲</sup> تقویت‌کننده راحت‌تر شکسته می‌شوند و توزیع بهبود می‌یابد. در مورد ذرات سیلیسیوم هم توزیع کاملاً همگنی در نمودار قابل مشاهده است که نشان‌دهنده تأثیر کاملاً مثبت آسیاکاری پرنرژی در توزیع یکنواخت سیلیسیوم در ریزساختار آلومینیوم است.

منحنی‌های تنش- کرنش مهندسی حاصل از آزمون فشار تک‌محوری برای نمونه‌های مختلف در شکل (۶) و اطلاعات مستخرج از این منحنی‌ها در جدول (۱) ارائه شده است. با توجه به شکل (۶) و داده‌های جدول (۱)، استحکام تسلیم نمونه کامپوزیتی ۱۳۷ مگاپاسکال بیشتر از نمونه آلومینیوم

آمورف و ذرات سیلیسیوم حل‌نشده، نقشه‌های عنصری همراه با تصویر FESEM از نمونه کامپوزیتی در شکل (۴) نشان داده شده است.



شکل ۴. تصویر FESEM و نقشه‌های عنصری از نمونه کامپوزیت کمی‌سازی توزیع ذرات تقویت‌کننده می‌تواند به تحلیل

<sup>1</sup> Quadrats method

<sup>2</sup> Clusters

۳- حضور ذرات تقویت‌کننده آمورف و ذرات سیلیسیوم حل‌نشده در ریزساختار

برای مورد دوم، افزایش استحکام ناشی از تشکیل محلول جامد<sup>۱</sup> از رابطه زیر قابل محاسبه است (Bardel et al., 2014):

$$\Delta\sigma_{ss} = kC^{2/3} \quad (\text{معادله ۲})$$

در این رابطه  $k$  فاکتور مقیاس<sup>۲</sup> و  $C$  غلظت حل‌شونده در حلال برحسب درصد وزنی است. عامل مقیاس برای عنصر سیلیسیوم حل‌شده در شبکه آلومینیوم برابر با  $66.3 \text{ MPa/wt.\%}^{2/3}$  است (Myhr et al., 2001).

برای مورد سوم، حضور ذرات تقویت‌کننده و ذرات سیلیسیوم حل‌نشده از دو طریق در افزایش استحکام کامپوزیت مؤثرند:

- ۱- به‌طور مستقیم با مکانیزم استحکام‌بخشی انتقال نیرو<sup>۳</sup>
- ۲- به‌طور غیرمستقیم با سازوکار کرنش‌سختی ناشی از نابجایی‌های تولیدشده در اثر اختلاف ضریب انبساط حرارتی ذرات فاز ثانوی با زمینه<sup>۴</sup>

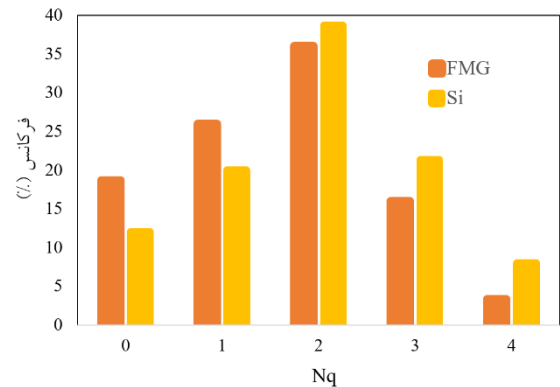
افزایش استحکام ناشی از مکانیزم استحکام‌بخشی انتقال نیرو از رابطه زیر قابل محاسبه است (Rezaei et al., 2017):

$$\Delta\sigma_{Load} = \frac{1}{2} V_p \sigma_m \quad (\text{معادله ۳})$$

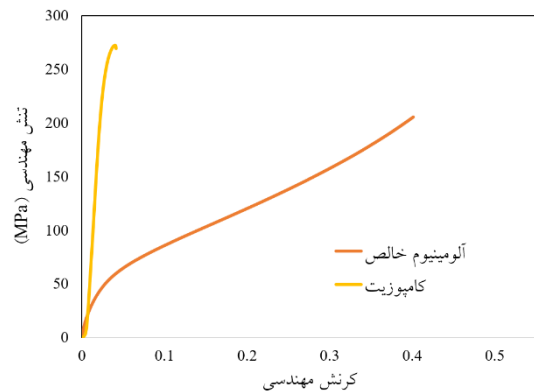
در این رابطه  $V_p$  کسر حجمی ذرات فاز ثانوی و  $\sigma_m$  استحکام تسلیم زمینه کامپوزیت است.

با تغییرات دما حین فرایند SPS، به دلیل اختلاف ضریب انبساط حرارتی ذرات فاز ثانوی با زمینه، نابجایی‌های هندسی<sup>۵</sup> (GND) در زمینه تولید می‌شوند. این نابجایی‌ها با سازوکار کرنش‌سختی<sup>۶</sup> موجب افزایش استحکام کامپوزیت می‌شوند. افزایش استحکام ناشی از این سازوکار با رابطه زیر محاسبه می‌شود (Amirkhanlou et al., 2015):

خالص است که افزایشی در حدود ۳/۵ برابر را نشان می‌دهد.



شکل ۵. توزیع ذرات FMG و سیلیسیوم در زمینه کامپوزیت



شکل ۶. نمودار تنش-کرنش فشاری نمونه‌های مختلف

جدول ۱. خواص مکانیکی نمونه‌های مختلف

نمونه	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام فشاری (g/cm3)	کرنش شکست
آلومینیوم خالص	۴۷	۲۰۵	۰/۳۸
کامپوزیت	۱۶۵	۲۸۹	۰/۰۴

افزایش استحکام کامپوزیت را می‌توان ناشی از سه موضوع دانست.

- ۱- انجام فرایند آسیاکاری مکانیکی روی آلومینیوم
- ۲- انحلال سیلیسیوم داخل شبکه آلومینیوم و ازاین‌رو

تشکیل محلول جامد

<sup>1</sup> Solid solution strengthening mechanism

<sup>2</sup> Scaling factor

<sup>3</sup> Load bearing strengthening mechanism

<sup>4</sup> Thermal mismatch between aluminum matrix and second phase particles

<sup>5</sup> Geometrically necessary dislocation

<sup>6</sup> Strain hardening

۱- افزایش تردی زمینه به دلیل انجام آسیاکاری مکانیکی

۲- افزودن عنصر سیلیسیوم به آلومینیوم

۳- افزایش میزان تخلخل ساختاری

در مورد اول، در مطالعات زیادی که انجام شده است، نقش آسیاکاری مکانیکی در افزایش تردی ذرات پودر فلزی به اثبات رسیده است (Dwivedi et al., 2021). همچنین، تردی ذاتی ساختاری ذرات آزاد و حل نشده سیلیسیوم باعث افزایش تردی زمینه کامپوزیت و کاهش قابلیت سیلان پلاستیک آن می‌شود (Xi et al., 2022). در نهایت، تخلخل‌های ساختاری به عنوان مراکز تمرکز تنش در ساختار عمل کرده و باعث کاهش مقاومت شکست ماده تحت تنش‌های اعمالی می‌شود.

#### ۴- نتیجه گیری

در پژوهش حاضر، کامپوزیت زمینه آلیاژ هایپرپروتکتیک Al-۱۱٪Si تقویت شده با ذرات آمورف پایه آهن با موفقیت توسط روش متالورژی پودر تولید شد. مهم ترین نتایج حاصل از این پژوهش عبارت‌اند از:

- با تحلیل الگوی پراش پرتو ایکس کامپوزیت مشخص شد که بخش بزرگی از ذرات سیلیسیوم، درون ساختار آلومینیوم حل شده و محلول جامد غیر تعادلی غنی از آلومینیوم تشکیل شده است و بقیه سیلیسیوم به صورت ذرات آزاد در ریزساختار زمینه باقی مانده است.
- ساختار آمورف ذرات تقویت کننده حین فرایند تولید کامپوزیت، حفظ شد؛ ولی جابجایی برآمدگی فاز آمورف در الگوی پراش پرتو ایکس کامپوزیت نسبت به پودر آمورف اولیه نشان داد که در طول فرایند تفجوشی، پدیده انبساط ساختاری در ذرات تقویت کننده رخ داده است.
- نتایج بررسی‌های کمی و کیفی ریزساختاری نشان دهنده توزیع همگن ذرات تقویت کننده آمورف و ذرات سیلیسیوم حل نشده در زمینه کامپوزیت بود.
- استحکام تسلیم و فشاری کامپوزیت تولیدی به ترتیب ۱۶۵ و ۲۸۹ مگاپاسکال به دست آمد که افزایش بسیار زیادی را در مقایسه با آلومینیوم خالص نشان داد.

$$\Delta\sigma_{CTE} = \alpha G b \left( \frac{12\Delta T}{b(1-\nu_p)} \frac{\Delta C V_p}{d_p} \right)^{1/2} \quad (\text{معادله ۴})$$

در این رابطه  $\alpha$  راندمان استحکام بخشی ناشی از نابجایی<sup>۱</sup> (حدود یک برای فلزات)،  $G$  مدول برشی (در حدود ۲۵/۴ برای آلومینیوم)،  $b$  بردار برگرز (برابر با ۰/۲۸۶ نانومتر)،  $\Delta T$  اختلاف دمای فرایند و دمای آزمون،  $\Delta C$  تفاوت ضرایب انبساط حرارتی و  $d_p$  قطر متوسط ذرات است.

جدول (۲) سهم هریک از سازوکارهای استحکام بخشی ذکر شده را در افزایش استحکام تسلیم نمونه کامپوزیتی نشان می‌دهد. باتوجه به این جدول، مجموع میزان افزایش استحکام ناشی از تشکیل محلول جامد و حضور ذرات فاز ثانوی ۸۷/۸۸ مگاپاسکال است. بنابراین، باتوجه به این که اختلاف استحکام نمونه کامپوزیتی و آلومینیوم خالص از آزمون فشار ۱۳۷ مگاپاسکال به دست آمده بود، می‌توان نتیجه گرفت که افزایش استحکام ناشی از انجام فرایند آسیاکاری مکانیکی روی آلومینیوم ۴۹/۱۲ مگاپاسکال است. همان‌طور که پیشتر هم اشاره شد، برخورد گلوله‌های آسیاب با ذرات پودر زمینه کامپوزیت سبب افزایش میکرو کرنش ذخیره شده در ساختار و افزایش چگالی نابجایی‌ها می‌شود. این نابجایی‌ها با سازوکار کرنش سختی باعث افزایش استحکام نمونه کامپوزیتی خواهند شد.

جدول ۲. نقش سازوکارهای استحکام بخشی مختلف در افزایش

استحکام کامپوزیت

مکانیزم استحکام بخشی	میزان افزایش استحکام (مگاپاسکال)	
محلول جامد	۱۲/۶۶	
انتقال نیرو	ذرات آمورف	۲/۳۵
	ذرات سیلیسیوم	۰/۳۰
CTE	ذرات آمورف	۴۲/۶۳
	ذرات سیلیسیوم	۲۹/۹۴

اما نکته دیگری که از شکل (۶) و جدول (۱) برداشت می‌شود، کاهش قابل ملاحظه انعطاف پذیری کامپوزیت نسبت به آلومینیوم خالص است. دلایل این کاهش قابل ملاحظه را می‌توان در سه موضوع خلاصه کرد:

<sup>1</sup> Dislocation strengthening efficiency

11. Li, X., Wang, Y., Wang, L., Xu, M., & Yi, J. (2023). High thermal stability of residual amorphous regions in metallic glasses. *Materials Letters*, 340, 134210. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.134210>
12. Lin, F., Ren, M., Jia, F., Huo, M., Yang, M., Chen, Z., & Jiang, Z. (2023). Achieving balanced strength-ductility of heterostructured TiC/graphene nanoplatelets (GNPs) reinforced Al matrix composites by tuning TiC-to-GNPs ratio. *Composites Communications*, 38, 101529. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.coco.2023.101529>
13. Milligan, J., Vintila, R., & Brochu, M. (2009). Nanocrystalline eutectic Al-Si alloy produced by cryomilling. *Materials Science and Engineering: A*, 508(1-2), 43-49. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.12.017>
14. Myhr, O. R., Grong, Ø., & Andersen, S. J. (2001). Modelling of the age hardening behaviour of Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia*, 49(1), 65-75. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00301-3](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00301-3)
15. Neamtu, B., Chicinaş, H., Marinca, T., Isnard, O., Chicinaş, I., & Popa, F. (2016). Synthesis of amorphous Fe<sub>75</sub>Si<sub>20</sub>-xMxB<sub>5</sub> (M= Ti, Ta, Zr) via wet mechanical alloying and its structural, thermal and magnetic characterisation. *Advanced Powder Technology*, 27(2), 461-470. <https://doi.org/10.1016/j.apt.2016.01.027>
16. Nieh, T., Wadsworth, J., Liu, C., Ohkubo, T., & Hirotsu, Y. (2001). Plasticity and structural instability in a bulk metallic glass deformed in the supercooled liquid region. *Acta Materialia*, 49(15), 2887-2896. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00218-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00218-X)
17. Rezaei, M., Albooyeh, A., Chachei, R., & Malahi, P. (2022). Effect of the spark plasma sintering temperature on the microstructure and mechanical properties of a ceramic/metallic glass reinforced hybrid composite. *Journal of Composite Materials*, 56(17), 2779-2788. <https://doi.org/10.1177/00219983221078188>
18. Rezaei, M., Albooyeh, A., Shayestefar, M., & Shiraghaei, H. (2020). Microstructural and mechanical properties of a novel Al-based hybrid composite reinforced with metallic glass and ceramic particles. *Materials Science and Engineering: A*, 786, 139440. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139440>
19. Rezaei, M., Shabestari, S., & Razavi, S. (2019). Investigation on equal-channel angular pressing-induced grain refinement in an aluminum matrix composite reinforced with Al-Cu-Ti metallic glass particles. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28, 3031-3040. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04059-2>
20. Rezaei, M. R., Razavi, S. H., & Shabestari, S. (2017). Study of strengthening mechanisms in an Al-Cu-Ti metallic glass reinforced Al matrix composite consolidated by ECAP process. *Journal of Science and Technology of Composites*, 4(2), 171-178. [https://jstc.iust.ac.ir/article\\_25119.html?lang=en](https://jstc.iust.ac.ir/article_25119.html?lang=en)
21. Tang, Y., Liu, C., Liu, J., Zhang, C., Chen, H., Shi, Q., . . . Chen, Z. (2023). Improving the ductility of Al matrix composites through bimodal structures: Precise manipulation and mechanical responses to coarse grain fraction. *Materials Science and Engineering: A*, 145139. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145139>
22. Wang, W. H., Wang, R. J., Yang, W., Wei, B., Wen, P., Zhao, D., & Pan, M. (2002). Stability of ZrTiCuNiBe bulk metallic glass upon isothermal annealing near the glass transition temperature. *Journal of Materials Research*, 17(6), 1385-1389. <https://doi.org/10.1557/JMR.2002.0206>
23. Wang, Z., Tan, J., Scudino, S., Sun, B., Qu, R., He, J., . . . Eckert, J. (2014). Mechanical behavior of Al-based matrix composites reinforced with Mg<sub>58</sub>Cu<sub>28</sub>. 5Gd<sub>11</sub>Ag<sub>2</sub>. 5 metallic glasses. *Advanced Powder Technology*, 25(2), 635-639. <https://doi.org/10.1016/j.apt.2013.10.005>
24. Xi, H. H., Ming, W. Q., He, Y., Xie, P., Xu, X. D., Zhang, Z., & Chen, J. H. (2022). Unveiling the fine microstructure of nanoscale composite particles embedded in brittle Si phase in an Al-Si-Cu-Mg alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 906, 164238. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164238>
25. Xie, K.-w., Nie, J.-f., Hu, K.-q., Ma, X., & Liu, X.-f. (2022). Improvement of high-temperature strength of 6061 Al matrix composite reinforced by dual-phased nano-AlN and submicron-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 32(10), 3197-3211. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(22\)66013-8](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1003-6326(22)66013-8)

- سازوکارهای استحکام‌بخشی تأثیرگذار در افزایش استحکام تسلیم کامپوزیت، مورد بحث و بررسی قرار گرفت. سازوکار کرنش‌سختی با تأثیر حدود ۱۷ درصدی بیشترین سهم را در افزایش استحکام کامپوزیت به‌خود اختصاص داد.

## ۵- سپاسگزاری

نویسندگان مقاله از حمایت‌های مادی و معنوی دانشگاه

دامغان جهت پیشبرد این کار تحقیقاتی قدردانی می‌نمایند.

## مراجع

1. Alizadeh, M., Soltani, M., Kazemzadeh, A., & Ebadzadeh, T. (2020). Investigation of Addition of CNT and Sintering Process on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-CNT Nano Composite. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 9(1), 39-48. <https://doi.org/10.30501/jamt.2019.99427>
2. Amir Khanlou, S., Ketabchi, M., Parvin, N., Orozco-Caballero, A., & Carreño, F. (2015). Homogeneous and ultrafine-grained metal matrix nanocomposite achieved by accumulative press bonding as a novel severe plastic deformation process. *Scripta Materialia*, 100, 40-43. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.12.007>
3. Bao, W., Yang, X., Chen, J., Xiang, T., Zhou, T., & Xie, G. (2023). Strengthening and toughening of Cu matrix composites reinforced by metallic glass particles with variable size. *International Journal of Plasticity*, 103530. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2023.103530>
4. Bardel, D., Perez, M., Nélis, D., Deschamps, A., Hutchinson, C. R., Maisonnète, D., . . . Bourlier, F. (2014). Coupled precipitation and yield strength modelling for non-isothermal treatments of a 6061 aluminium alloy. *Acta Materialia*, 62, 129-140. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.09.041>
5. Dwivedi, S. P., Saxena, A., Sharma, S., Singh, G., Singh, J., Mia, M., . . . Wojciechowski, S. (2021). Effect of ball-milling process parameters on mechanical properties of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/collagen powder composite using statistical approach. *Journal of Materials Research and Technology*, 15, 2918-2932. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.082>
6. Fathy, A., Omya, E.-K., & Mohammed, M. M. (2015). Effect of iron addition on microstructure, mechanical and magnetic properties of Al-matrix composite produced by powder metallurgy route. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 25(1), 46-53. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63577-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63577-4)
7. Ghasali, E., Yazdanirad, R., Asadian, K., & Ebadzadeh, T. (2013). The effect of TiC additive on microstructure and final properties of microwave and conventional sintered Al-SiC composite. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 2(3), 42-49. <https://doi.org/10.30501/jamt.2011.70223>
8. Guan, H., Li, C., Gao, P., Yi, J., Bao, R., Tao, J., . . . Feng, Z. (2020). Fe-based metallic glass particles reinforced Al-7075 matrix composites prepared by spark plasma sintering. *Advanced Powder Technology*, 31(8), 3500-3506. <https://doi.org/10.1016/j.apt.2020.06.038>
9. Guo, X., Louzguine, D. V., Yamaura, S., Ma, L., Sun, W., Hasegawa, M., & Inoue, A. (2002). Hydrogen absorption in Ti-Zr-Ni-Cu amorphous alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 338(1-2), 97-100. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00091-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00091-6)
10. Jayalakshmi, S., & Gupta, M. (2015). *Metallic amorphous alloy reinforcements in light metal matrices*. Springer. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-15016-1>

26. Xie, M. S., Suryanarayana, C., Zhao, Y. L., Zhang, W. W., Yang, C., Zhang, G. Q., . . . Wang, Z. (2020). Abnormal hot deformation behavior in a metallic-glass-reinforced Al-7075 composite. *Materials Science and Engineering: A*, 785, 139212. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139212>
27. Xie, X., Yin, S., Raelison, R.-n., Chen, C., Verdy, C., Li, W., . . . Liao, H. (2021). Al matrix composites fabricated by solid-state cold spray deposition: A critical review. *Journal of Materials Science & Technology*, 86, 20-55. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.01.026>
28. Xu, T., Mei, Q. S., Liao, L. Y., Ma, Y., Chen, Z. H., Wang, Y. C., & Li, J. Y. (2023). A comparative study on the microstructure and strengthening behaviors of Al matrix composites containing micro- and nano-sized B4C particles. *Materials Science and Engineering: A*, 874, 145066. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145066>
29. Yadav, M., Kumaraswamidhas, L. A., & Singh, S. K. (2022). Investigation of solid particle erosion behavior of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Al-ZrO<sub>2</sub> metal matrix composites fabricated through powder metallurgy technique. *Tribology International*, 172, 107636. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.triboint.2022.107636>
30. Yang, C. M. Y., Li, X., Li, C. J., Peng, Y. Z., Xing, Y., Feng, Z. X., . . . Yi, J. H. (2023). Interface and strengthening mechanisms of Al matrix composites reinforced with in-situ CNTs grown on Ti particles. *Materials & Design*, 229, 111923. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111923>
31. Zhai, J. T., Gao, W. J., Dong, H. K., Hu, Y.-C., Zhang, T., Zhu, X. G., . . . Liu, L. H. (2022). Novel metal matrix composites reinforced with Zr-based metallic glass lattices. *Applied Materials Today*, 29, 101649. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.apmt.2022.101649>
32. Zou, Q., Xu, C., Dong, Z., Wu, D., An, X., & Jie, J. (2023). Deformation behavior and mechanical properties of rolled carbon fiber reinforced Al-matrix composites via protection with Sn layer. *Journal of Materials Processing Technology*, 315, 117902. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.117902>