



Preparation of Al-B4C Composite by Mechanical Alloying Method and Investigation of Its Thermomechanical Properties

Ali Alizadeh^{*1}, Masoud Lotfian², Mohsen Heydari Beni³, Jafar Eskandari Jam⁴

1. Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.
2. M.Sc., Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.
3. Ph.D. Student, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.
4. Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

Abstract

The combination of aluminum and its alloys with the powder metallurgy process has enabled various industries to take advantage of the advantages of powder metallurgy production while using the unique properties of this light metal. In this research, B4C reinforcement was used to strengthen aluminum alloy 5083, and Al-B4C nanocomposite was produced by mechanical alloying method and then extrusion and press-sintering operations were performed on the powders. Al5083 and Al5083-B4C powders were produced during the alloying process for 24 hours with a pellet to powder ratio of 20:1 and under argon atmosphere. First, the produced powders are compressed by cold press, and then the press-sinter samples are extruded at 600 degrees under nitrogen atmosphere and the extrusion samples are extruded at 505 degrees with an extrusion ratio of 9:1. In the following, the deformation behavior of Al5083 in the temperature range of 550-350 and strain rate of 0.01-0.1 has been studied. Also, a structural equation has been obtained in each of the production states for the silane stress in the form of a hyperbolic sine. The microstructure of the samples produced by both extrusion and press-sintering methods before the hot pressure test was also examined by optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM) equipped with EDS spectrometer. The results of thermomechanical tests and microstructural studies show that the samples produced by the extrusion method have better mechanical properties than the press-sintered samples.

Keywords

Hierarchical Thin-Walled Structures
ABS Polymer
3D Printer
Lateral Impact
Energy Absorption

Received: 08.04.2024

Revised: 11.18.2024

Accepted: 11.17.2024

*Corresponding Author

Ali Alizadeh

Email

a_alizadeh@mut.ac.ir

1- Introduction

Thin wall structures are one of the most efficient energy absorbing systems in various industries, such as automotive, railway and military, due to their lightness, suitable energy absorption capacity and high energy absorption to weight ratio, in order to protect the lives of passengers as well as pedestrians. Pedestrians are considered during accidents or protection of equipment and devices.

Zhang et al. [1] worked on the amount of energy absorption in linear and tubular structures under axial destruction. In this research, which deals with the simulation and experimental testing of parts

with a special geometry, circular aluminum tubes are arranged next to each other in different states and are subjected to quasi-static load. In addition, the weight of all samples is considered the same for a better comparison.

Li et al. [2] worked on the energy absorption characteristics of series structures under axial and diagonal loads. In this research, the samples were made by aluminum round tubes. By using these pipes, the cross section of the structures has become triangular, square and hexagonal. Also, by using



more pipes, the mentioned structures have been optimized.

Ngoc et al. [3] have worked on the energy absorption characteristics of square series structures under axial load. The design of these structures was inspired by the internal structure of bone and bamboo. In this research, first the samples were simulated by Abaqus software and then they were verified by theoretical method. According to the conducted studies, in most of them, especially in thin-walled structures, the tests performed were quasi-static, and the response of energy absorbers to impact has been investigated less. Also, in the articles that have investigated the impact test, they have focused more on the axial impact mode. Also, the material of the examined samples was mainly made of metal, which cannot be used in all conditions due to the high weight and special physical conditions of metals. However, the case that is noteworthy in the above studies is the lack of examination of multicellular thin-walled structures with mesh and different geometries and made of polymer under lateral impact load. Therefore, in this study, this issue has been investigated.

2- Modeling and Formulation

In this study, a total of eight thin-walled structures made of ABS and subjected to lateral impact have been investigated. ABS polymer has been used to make samples by 3D printer. Also, these parts were printed by Novin Negar Additive Manufacturing Company and by Kitek M1 machine. These samples were drawn under the ASTM D638 standard in SolidWorks software and then printed. The simulations of this project have been carried out by Abaqus software. After the end of the simulation, by doing independence from the mesh, the mesh with dimensions of 0.8 mm and type S4R was selected for different samples and the comparison of the results of the samples with each other has been discussed in terms of energy absorption characteristics. For the experimental test process, a weight drop test machine was used. In order to perform experimental tests, at first, the set of weights is set in such a way that their total weight is

equal to 6.615 kg. Also, the striking surface is considered to be flat so that the force enters the upper surface of the parts in a wide and equal manner. Two samples were made from each of the samples and a total of 8 tests were performed. By this device, the command to drop the weight is sent and the weight collides with the samples. As a result, the amount of shrinkage due to plastic deformation and the performance of the samples against impact can be investigated. During the descent of the weight, the data of the acceleration of the weight was entered into the computer by the sensor and the acceleration-time graph of the weight was extracted.

In these simulations, an impact with an energy of 25 joules has been applied and the amount of total absorbed energy in all structures is more than 95% of the applied energy. Also, according to the values of absorption energy at a distance of $x=3.15$ mm, which is in equilibrium conditions for all 8 samples, it can be seen that sample 1HR16 is the best sample in terms of energy absorption. Sample 1HR16 has the highest value and sample 2H2Q8 has the lowest average crushing force. The amount of crushing efficiency for an ideal energy absorber is 1 (100%), but achieving this number is very difficult. As a result, according to the results, sample 1HR16 has the best efficiency of crushing force among all samples. According to the numerical and experimental results and their interpretation, it is clear that the sample 1HR16 is the best sample to be used as an energy absorber. It was also observed that with the increase in the number of houses in each row, the energy absorption properties and parameters improve, and in general, the rectangular house samples are better energy absorbers than the similar square house samples.

3- Conclusion

The purpose of this study was to investigate numerically and experimentally the destruction of thin-walled multi-cell quadrangular structures made by 3D printers due to lateral impact. Below is a summary of the results of numerical simulations and experimental tests.

In general, and according to the results of simulations and experimental tests, by increasing the number of houses in each sample and reducing the wall thickness of the samples in order to keep the weight, the amount of energy absorption, the average crushing force and the efficiency of crushing force increases. Also, the amount of change in length and shrinkage of each sample decreases with the increase in the number of houses.

Considering that the rectangular house samples were created by adding a horizontal reinforcement to the square house samples, it can be seen that the amount of energy absorption in the equilibrium distance, the average crushing force and the energy efficiency The flattening of rectangular samples, like any square sample, has increased. By increasing the number of square houses from 6 to 8, the amount of energy absorption has increased by 5%, the average crushing force has increased by 15%, and the crushing force efficiency has increased by 30%.

By increasing the number of rectangular houses from 12 to 16, the amount of energy absorption has increased by 16%, the average crushing force has increased by 35%, and the crushing force efficiency has increased by 47%. By converting a sample of 6 square houses to a sample of 12 rectangular houses, the average crushing force increases by about 7% and the efficiency of crushing force increases by 20%.

By converting a sample of 8 square houses to a sample of 16 rectangular houses, the average crushing force increases by 30% and the crushing force efficiency increases by 37%. By adding inner layers to the samples, the values of energy absorption parameters decrease.

The smaller the amount of shrinkage (change in length) of the sample under impact, the greater the maximum shrinkage force and resistance of the sample to impact. According to these points and

results, it is obvious that sample 1HR16 is the best energy absorber among these samples.

4- References

- [1] Suryanarayana, C., Al-Aqeeli, N., "Mechanically alloyed nanocomposites," *Progress in Materials Science*, Vol. 58, pp. 383-502, DOI: 10.1016/j.pmatsci.2012.10.001, 2023.
- [2] Suresh, S., Vasudevan, M., "Effect of B4C Reinforcement on the Mechanical Properties of Al Composites," *Materials Today: Proceedings*, Vol. 43, pp. 2345-2352, DOI: 10.1016/j.matpr.2020.12.345, 2022.
- [3] Kumar, S., Balaji, A., "Characterization of Al/B4C Composites Synthesized by Mechanical Alloying," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 878, pp. 160512, DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.160512, 2023.
- [4] Sahoo, S.K., Mishra, S.C., "Investigation of Al-B4C Composites for High Temperature Applications," *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9, pp. 6734-6741, DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.04.030, 2024.
- [5] Zhu, Y., Hu, C., "Thermomechanical and Microstructural Properties of Al-B4C Composites," *Composites Part B: Engineering*, Vol. 187, pp. 107878, DOI: 10.1016/j.compositesb.2020.107878, 2024.
- [6] Zhao, H., Chen, X., "Microstructural and Wear Properties of Al-B4C Composites," *Materials & Design*, Vol. 196, pp. 109057, DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109057, 2023.
- [7] Sahoo, S.K., Mishra, S.C., "Investigation of Al-B4C Composites for High Temperature Applications," *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9, pp. 6734-6741, DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.04.030, 2020.



تهیه کامپوزیت Al-B₄C به روش آلیاژسازی مکانیکی و بررسی خواص ترمومکانیکی آن

علی علیزاده^{۱*}، مسعود لطفیان^۲، محسن حیدری بنی^۳، جعفر اسکندری جم^۴

۱- استاد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

۲- دانش‌آموخته کارشناسی ارشد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

۳- دانشجوی دکتری، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

۴- استاد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

چکیده

کلمات کلیدی

آلومینیوم
آلیاژسازی مکانیکی
آزمون فشار گرم
اکستروژن

در این پژوهش از تقویت‌کننده B₄C جهت استحکام‌بخشی به آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ استفاده شد و نانو کامپوزیت Al-B₄C به روش آلیاژسازی مکانیکی تولید و سپس عملیات اکستروژن و پرس-زینتر بر روی پودرها انجام گرفت. تولید پودرهای Al5083 و Al5083-B₄C طی عملیات آلیاژسازی به مدت ۲۴ ساعت و با نسبت گلوله به پودر ۲۰:۱ و تحت اتمسفر آرگون صورت گرفت. ابتدا پودرهای تولیدی توسط پرس سرد فشرده‌شده و سپس نمونه‌های پرس-زینتر در دمای ۶۰۰ درجه سلسیوس تحت اتمسفر نیتروژن و نمونه‌های اکستروژن تحت دمای ۵۰۵ درجه سلسیوس با نسبت اکستروژن ۹۰:۱ اکستروژن شده‌اند. در ادامه رفتار تغییر شکل Al5083 در محدوده دمایی ۳۵۰-۵۵۰ درجه سلسیوس و نرخ- کرنش ۰/۱-۰/۱ مورد مطالعه قرار گرفته است. همچنین یک معادله ساختاری در هر یک از حالات تولیدی برای تنش سیلان به صورت سینوس هاپیربولیک به دست آمده است. ریزساختار نمونه‌های تولیدی به هر دو روش اکستروژن و پرس-زینتر قبل از آزمون فشار گرم نیز توسط میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیف‌سنج EDS مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج آزمون‌های ترمومکانیکی و مطالعات ریزساختاری نشان می‌دهد، نمونه‌های تولیدی به روش اکستروژن خواص مکانیکی مطلوب‌تری نسبت به نمونه‌های پرس-زینتر را دارند.

دریافت مقاله: ۱۴۰۳/۰۵/۱۴

بازنگری مقاله: ۱۴۰۳/۰۸/۲۷

پذیرش مقاله: ۱۴۰۳/۰۸/۲۸

*نویسنده مسئول

علی علیزاده

ایمیل

a_alizadeh@mut.ac.ir

۱- مقدمه

در نهایت موجب شکسته شدن ذرات می‌گردند. بنابراین این فرآیند آلیاژسازی مکانیکی تحت تأثیر دو فرآیند متضاد جوش سرد (یکی شدن ذرات در اثر ضربه) و شکست (خرد شدن ذرات در اثر ضربه) قرار دارد. زمانی فرآیند آلیاژسازی مکانیکی به اتمام می‌رسد که سرعت جوش خوردن ذرات با سرعت شکستن آن‌ها برابر باشد که نتیجه‌ی آن، اندازه متوسط ذرات در یک حد ثابت است [۳و۲]. کامپوزیت‌های آلومینیوم-کاربید بور (Al-B₄C) به دلیل خواص مکانیکی بالا و وزن سبک، در صنایع مختلفی از جمله دفاع، هوافضا و خودروسازی کاربرد دارند. این کامپوزیت‌ها به خاطر مقاومت در برابر سایش و حرارت، گزینه‌ای مناسب برای تولید زره و تجهیزات با کارایی بالا هستند. نوآوری‌های جدید در روش‌های تولید مانند آلیاژسازی مکانیکی و پرس-سینک‌های حرارتی به بهبود خواص ترمومکانیکی آن‌ها کمک کرده است. همچنین، تحلیل‌های میکرو ساختاری و استفاده از نانو

آلیاژسازی مکانیکی یکی از روش‌های فرآوری پودر است که در دمای اتاق یا کمی بالاتر از آن انجام می‌شود [۱]. در سال ۱۹۶۶ فرآیند آسیا کردن توسط بنجامین و همکارانش برای ایجاد استحکام در دماهای بالای سوپر آلیاژهای پایه نیکل مورد استفاده در توربین‌های گازی ابداع شد. امروزه نیز این روش برای ساخت انواع مواد با ساختارها و خواص گوناگون استفاده می‌شود. به‌طور مثال می‌توان به ساخت کامپوزیت‌ها شامل کامپوزیت‌های زمینه فلزی و سرامیکی اشاره نمود [۲]. آلیاژسازی مکانیکی فرآیند حالت جامدی است که در آن مخلوط پودری شکل در یک آسیا (اغلب در اتمسفر خنثی) تحت تأثیر برخورد‌های پرانرژی بین اجزا آسیا (گلوله و محفظه) قرار می‌گیرد. در حین انجام این فرآیند، تغییر شکل پلاستیک شدیدی در ذرات پودر ایجاد می‌شود و در نتیجه کریستال‌ها به شدت تحت کرنش قرار می‌گیرند. با گذشت زمان، باندهای برشی ایجاد می‌شوند و شروع به رشد می‌کنند و



بررسی رفتار تغییر شکل گرم در مواد نانو کامپوزیت و نانو ساختار برای شکل دهی ثانویه دارای اهمیت ویژه‌ای است. علاوه بر آن مکانیزم‌های بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی و حل شدن رسوبات ریزساختار، بر خواص مکانیکی نهایی تأثیرگذار است. با توجه به امکان وقوع هم‌زمان و اندرکنش فرایندهای مذکور، مطالعه رفتار تغییر شکل در دمای بالا و مکانیزم‌های آن امری ضروری به نظر می‌رسد. لذا، در این پژوهش شرایط ساخت آلیاژ به همراه تقویت کننده B_4C توسط روش آلیاژسازی مکانیکی، همراه با مشخصه یابی مکانیکی آن در دماهای بالا جهت دستیابی به شرایط ساخت بررسی شده است.

۲- مواد و روش‌ها

۲-۱- مواد

در این پژوهش از پودر آلیاژ آلومینیوم Al5083 به‌عنوان زمینه و پودر کاربید به‌عنوان تقویت کننده استفاده شده است که به روش افشانش گازی در متالورژی پودر مشهود ساخته شده است. پودر مذکور دارای متوسط اندازه ذرات زیر $100 \mu m$ (+) میکرون بوده است. چگالی ظاهری این پودر به روش هال (استاندارد ASTM B417) اندازه‌گیری شد که تقریباً $01/1 \text{ gr/cm}^3$ است. ترکیب شیمیایی پودر Al5083 استفاده شده در این پژوهش که به روش طیف‌سنجی جذب اتمی تعیین شده است در جدول ۱ آمده است.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی پودر Al5083

عناصر	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Ti	Cu	Zn	Cr
Wt-%	Rem.	۴-۹	۰/۷-	۰/۴-	۰/۴	۰/۱۵	۰/۱۰	۰/۲۵	۰/۲۵
		۴	۰/۴	۰/۱					۰/۰۵

۲-۲- روش تحقیق

اسید استتاریک $(CH_3(CH_2)_{16}COOH)$ به‌عنوان عامل کنترل کننده‌ی فرآیند آلیاژسازی مورد استفاده قرار گرفت. میزان ۲ درصد وزنی از اسید استتاریک به پودرهای اولیه افزوده شد. انجام فرآیند آلیاژسازی مکانیکی و تولید پودرهای کامپوزیتی Al5083- B_4C ، در آسیای گلوله‌ای از نوع سایشی مجهز به سیستم خنک کننده‌ی آبگرد صورت گرفت. محفظه‌ی آسیا از جنس فولاد زنگ نزن و با حجم سه لیتر بود. از گلوله‌هایی از جنس فولاد زنگ نزن و با قطر $4/8 \text{ mm}$ استفاده شد. نسبت وزنی گلوله به پودر $1:20$ و سرعت

ذرات می‌تواند به بهینه‌سازی عملکرد کلی این مواد منجر شود. در ادامه به تعدادی از آن‌ها در از پژوهش‌های انجام شده در این زمینه می‌توان به موارد زیر اشاره کرد.

بررسی تأثیر فشار داغ بر میکرو ساختار و انسجام نانو کامپوزیت Al5083/ B_4C [۴]. بهبود خواص ترمومکانیکی نانو کامپوزیت‌های Al5083/SiC با پرس ایزو استاتیک [۵]. تأثیر نسبت اکستروژن بر خواص مکانیکی کامپوزیت‌های Al2024/SiC [۶]. بررسی اثرات تنش‌های حرارتی و تغییر شکل‌های ترمومکانیکی در کامپوزیت‌های تقویت شده با کاربید بور و ماتریس آلومینیومی [۷]. بررسی تأثیر ذرات گرافن و کاربید بور بر خواص ترمومکانیکی و مقاومت در برابر سایش [۸]. بررسی رفتار سایش و خواص مکانیکی کامپوزیت‌های آلومینیومی تقویت شده با B_4C و SiC [۹]. مطالعه ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت‌های Al6063 تقویت شده با ذرات کاربید بور [۱۰]. بررسی تأثیر محتوای مختلف B_4C بر رفتار مکانیکی و تریبولوژیکی کامپوزیت‌های آلومینیومی [۱۱]. بررسی تأثیر افزایش درصد B_4C بر خواص حرارتی و مکانیکی کامپوزیت‌های Al- B_4C [۱۲]. بررسی تأثیر فرایندهای ترمومکانیکی بر ساختار کامپوزیت‌های آلومینیومی تقویت شده با B_4C [۱۳]. تفاوت پژوهش حاضر با سایر پژوهش‌های انجام شده تاکنون، در نوع آلیاژ آلومینیوم (Al5083) و ترکیب آن با روش آلیاژسازی مکانیکی تحت تأثیر دماهای به خصوصی است. با توجه به نیروی محرکه بالا برای رشد دانه‌ها در دماهای بالای تغییر شکل،

از پودر B_4C با متوسط اندازه ذرات ۲۰ میکرون و با چگالی $2/56 \text{ gr/cm}^3$ به میزان ۳ و ۵ درصد وزنی به‌عنوان فاز تقویت کننده استفاده شد. در جدول ۲ درصد وزنی ترکیب شیمیایی پودر B_4C ارائه شده است.

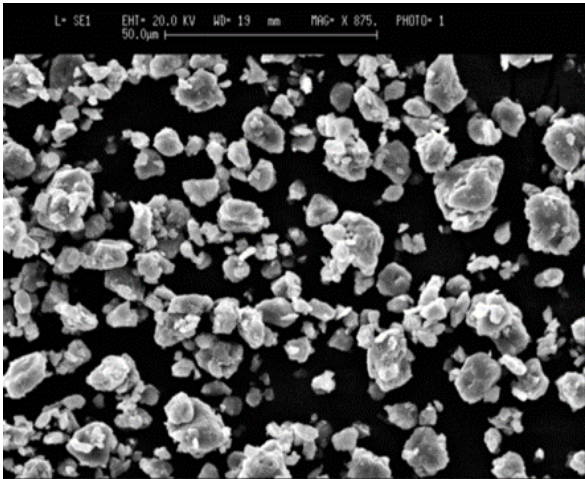
جدول ۲: درصد وزنی ترکیب شیمیایی پودر B_4C

مجموع بور	مجموع کربن	کل بور و کربن
%۷۷/۵	%۲۱/۵	%۹۹/۰

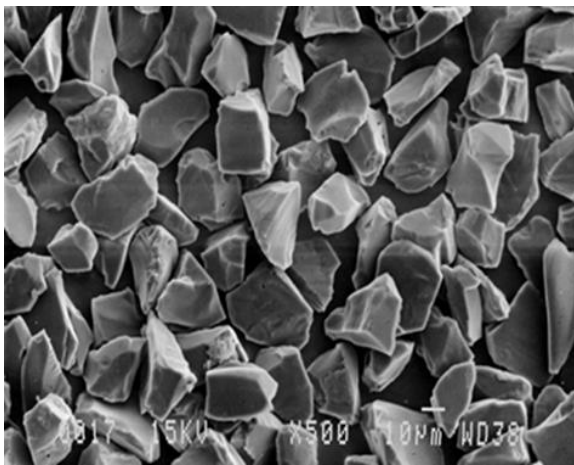
دوران 460rpm بود. محفظه‌ی آسیا تحت اتمسفر آرگون قرار داشت و آلیاژسازی به مدت ۲۴ ساعت ادامه یافت. جهت اندازه‌گیری دانسیته ظاهری پودر در حین فرآیند آسیای مکانیکی، عملیات آسیا در بازه‌ی زمانی سه‌ساعته قطع شده و مقداری از پودر جهت اندازه‌گیری دانسیته ظاهری از محفظه‌ی آسیا خارج شد. به‌منظور اثر ذرات کاربید بور و زمان آلیاژسازی مکانیکی بر مورفولوژی ذرات پودر Al5083 اندازه‌ی دانه‌های زمینه‌ی آلومینیومی پودر Al5083 در ابتدا و انتهای زمان آسیا کاری از پودرهای موجود نمونه‌برداری شد. به‌منظور بررسی چگالی ظاهری پودرها نیز، در فواصل مختلف (هر سه ساعت) از پودرهای Al5083 و Al5083-3wt%B₄C نمونه‌برداری شد. تغییر مورفولوژی پودرها در ابتدا و انتهای فرآیند آلیاژسازی مکانیکی به‌وسیله‌ی میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل S360 Cambridge مورد بررسی قرار گرفت. چگالی ظاهری پودرها به روش هال (استاندارد ASTM-B417) اندازه‌گیری شد. فشرده پذیری پودرها با استفاده از فشار تک‌محوری سرد مورد ارزیابی قرار گرفت. به دلیل آن که روش ساخت یکی از پارامترهای مورد بررسی در این پژوهش است، از دو قالب فولادی استفاده شد. قالب فولادی از جنس SPK با قطر محفظه‌ی یک سانتی‌متر به‌منظور آماده‌سازی نمونه‌های پرس-زینتر و قالب فولادی از جنس فولاد گرم کار با قطر محفظه‌ی سه سانتی‌متر به‌منظور آماده‌سازی نمونه‌های اکستروژن مورد استفاده قرار گرفت. در هر دو قالب عملیات فشردن تحت تنش ۷۰۰ مگا پاسکال انجام شد. زمان توقف در تنش فشاری مذکور دو دقیقه در نظر گرفته شد. پس از خروج نمونه‌ها از قالب چگالی به روش حجمی اندازه‌گیری شد. برای زینتر نمونه‌های پودری از یک کوره‌ی تیوبی استفاده شد. گاز نیتروژن (N₂) به‌عنوان اتمسفر کوره در نظر گرفته شد. ابتدا نمونه‌ها داخل کوره قرار داده شدند و به کوره به مدت ۶۰ دقیقه زمان داده شد تا به دمای ۴۰۰ درجه برسد. در دمای فوق نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه نگه‌داشته شدند تا مواد فرار نظیر PCA حذف شوند سپس کوره بعد از ۳۰ دقیقه زمان به دمای ۶۰۰ درجه رسید که نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه در این دما زینتر شدند و در کوره تا دمای رسیدن به محیط تحت اتمسفر سرد شدند. به دلیل رسیدن به چگالی نزدیک به چگالی تئوری از روش اکستروژن داغ استفاده شد، قرص‌های پودری آماده‌شده توسط پرس سرد در قالب اکستروژن داغ با نسبت ۹:۱ قرار داده شدند. در این پژوهش از قالب اکستروژن با جنس فولاد گرم کار H13 استفاده شد. این قالب اکستروژن متشکل از دو ماتریس متصل شونده و یک سنبه می‌باشد، ماتریس بالایی استوانه‌ای شکل و ماتریس پایینی دارای شیب

خروجی می‌باشد که توسط پیچ به هم متصل می‌شود و توسط یک سنبه استوانه‌ای شکل عمل فشردن صورت می‌گیرد (شکل ۳-۷). دمای مورد نیاز برای اکستروژن از طریق سیم‌پیچی که دور قالب اکستروژن قرار دارد، فراهم می‌شود و برای کنترل دمای قالب از نشانگر دما متصل به ترموکوپل استفاده شده است. دمای اکستروژن داغ ۵۰۵ درجه به‌طور ثابت برای تمامی نمونه‌ها در نظر گرفته شده است. مدت زمان پیش گرم نمونه‌ها در این دما، برای تمامی نمونه‌ها ۲۵ دقیقه محاسبه شده است. به دلیل داشتن کمترین اصطکاک بین قالب و نمونه برای اکستروژن و داشتن سطحی باکیفیت بالا از روانکار گرم کار D321R Molykote استفاده شده است. عملیات اکستروژن توسط پرس با ظرفیت ۱۰۰ تن و مجهز به سیستم اندازه‌گیری نیرو و کنترل سرعت انجام شد و سرعت اکستروژن 1 mm/s در نظر گرفته شده است. به دلیل تعیین مشخصه‌های تغییر شکل گرم و عدم گلوئی شدن و در نتیجه عدم محدودیت در اعمال کرنش، از آزمون فشار گرم استفاده شده است. به‌منظور انجام آزمون فشار گرم از دستگاه Zwick/Roll استفاده شد. این دستگاه مجهز به کوره با دقت $5 \pm ^\circ\text{C}$ است. جنس فک‌های فشاری از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل بود. نمونه‌های این آزمون استوانه‌هایی با قطر 10 mm و ارتفاع 15 mm بوده‌اند. این آزمون در سه دمای ۳۵۰، ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد و دو سرعت فک ۶ و ۶۰ میلی‌متر بر دقیقه صورت گرفته است. زمان نگهداری نمونه‌ها به‌منظور هم‌دما شدن در بین دو فک دستگاه ۳ دقیقه در نظر گرفته شد و سپس آزمون فشار گرم انجام شده است. به‌منظور کاهش اصطکاک بین سطح فک‌ها و نمونه در حین اعمال کرنش، چندلایه نوار تفلون بر روی نمونه‌ها پیچیده شده بود. نیروی اعمالی و جابه‌جایی فک‌ها نیز جهت محاسبه‌ی تنش و کرنش در حین تغییر شکل گرم توسط دستگاه ثبت گردیده است. هم‌چنین، ثابت بودن سرعت فک و کاهش ارتفاع نمونه در حین اعمال کرنش، باعث افزایش نرخ کرنش گردیده که به‌منظور تعیین نرخ کرنش متوسط، زمان نیز در حین اعمال کرنش ثبت شده است. به‌منظور بررسی تغییرات ریزساختاری، نمونه‌ها پس از آماده‌سازی توسط میکروسکوپ الکترونی و نوری بررسی شده‌اند. در اکستروژن و پرس-زینتر، نمونه‌ها در دو راستای عمودی و موازی جهت اعمال فشار آماده‌سازی و در راستای اعمال فشار در تغییر شکل گرم، با استفاده از سنباده‌های ۱۰۰-۲۰۰۰ سنباده‌زنی شدند. در ادامه عملیات پولیش با خمیر الماسه ۶، ۳ و ۱ میکرون انجام گرفت. جهت حکاکی از محلول کلکتر (2/5 O₃، 1/5 HCl، 1 HF و 95 H₂O) استفاده شد. تصاویر مربوط به میکروسکوپ الکترونی روبشی توسط

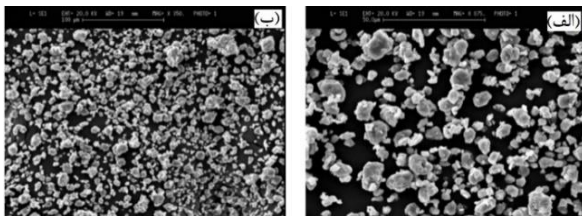
نتیجه‌ی وجود این ذرات سخت بین ذرات پودر فلزی نرم باعث افزایش تغییر شکل موضعی در هنگام جوش سرد شد. در نتیجه مکانیزم‌های جوش سرد و شکست در حضور ذرات تقویت‌کننده سریع‌تر صورت پذیرفت و آلیاژسازی مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت‌شده سریع‌تر انجام گرفت [۲].



شکل ۲: مورفولوژی پودر Al5083 بدون تقویت‌کننده بعد ۲۴ ساعت آلیاژسازی مکانیکی



شکل ۳: تصویر SEM ذرات پودر B4C



شکل ۴: مورفولوژی پودر Al5083-3%B4C بعد ۲۴ ساعت آلیاژسازی مکانیکی در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000.

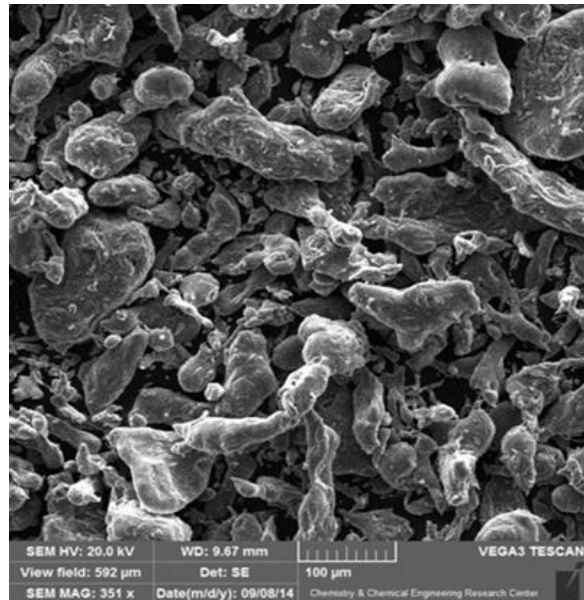
میکروسکوپ‌های Cambridge S360 مدل ۱۹۹۰ و VEGA3 TESCAN گرفته شدند.

۳- نتایج

یکی از اهداف این مطالعه تولید پودر نانو ساختار Al5083 با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی و سپس مخلوط پودر تقویت‌کننده B4C در زمینه Al5083 به صورت همگن (داخل آسیا) و سرانجام تولید پودر نانو کامپوزیت Al5083-B4C است.

۳-۱- بررسی پودرهای فرآوری شده

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از دو پودر Al5083 بدون تقویت‌کننده قبل از آلیاژسازی مکانیکی و بعد از آن به ترتیب در شکل ۱ و ۲ آورده شده است. همچنین تصویر SEM ذرات تقویت‌کننده B4C در شکل ۳ نشان داده شده است.



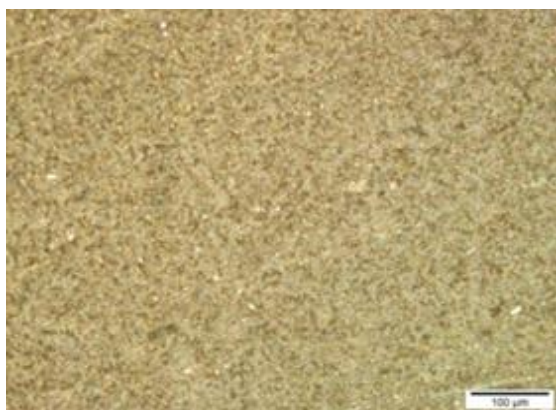
شکل ۱: مورفولوژی پودر Al5083 بدون تقویت‌کننده قبل از آلیاژسازی مکانیکی

در شکل ۴ و ۵ مورفولوژی پودرهای Al-3%B4C و Al-5%B4C بعد از ۲۴ ساعت آلیاژسازی مکانیکی ارائه شده است. محققین قبلی نشان داده‌اند که ترتیب مراحل آسیا در آلیاژ حاوی ذره تقویت‌کننده همانند پودر آلیاژ آلومینیوم بدون حضور تقویت‌کننده است. حضور ذرات سرامیکی ترد در زمینه‌ی نرم منجر به سریع‌تر شدن عمل آلیاژسازی مکانیکی شد [۳]. در مراحل اولیه آسیا کاری، ذرات پودر فلزی نرم و انعطاف‌پذیر توسط برخورد گلوله‌ها پهن شده است. این در حالی است که ذرات تقویت‌کننده‌ی سخت، خرد یا تکه‌تکه شده‌اند، این ذرات خرد شده تمایل دارند تا توسط اجزا انعطاف‌پذیر احاطه شوند.

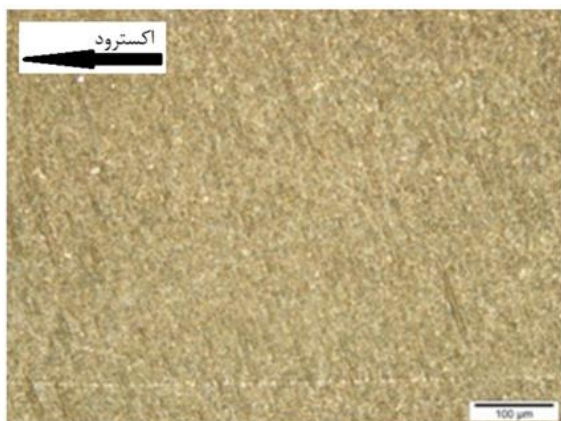
افزودن ذرات تقویت‌کننده پودرهایی با مورفولوژی هم محورتر و با توزیع یکنواخت‌تر به دست آمده است. همچنین با اضافه شدن میزان تقویت‌کننده از ۳٪ به ۵٪ نیز پودر زمینه آلومینیوم نیز ریزتر شده است. در واقع می‌توان نتیجه گرفت که مکانیزم‌های موجود در کامپوزیت‌های با مقدار بیشتر فاز تقویت‌کننده با سرعت بیشتری اتفاق افتاده است. همچنین سختی در زمینه به علت افزایش فاز تقویت‌کننده و ریزتر شدن اندازه دانه اتفاق افتاده است [۱۴].

۳-۲- آنالیز ریزساختاری نمونه‌های تولیدی به روش اکستروژن و پرس-زینتر

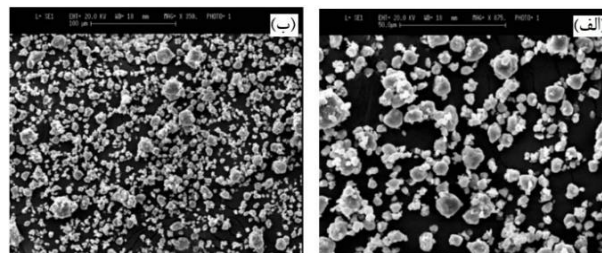
در شکل‌های ۶ تا ۹ تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های Al-Mill (آلومینیوم آسیا شده بدون تقویت‌کننده) و Al-3%B₄C در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن و در شکل‌های ۱۰ تا ۱۳ تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های Al-Mill و Al-3%B₄C در دو راستای موازی و عمود بر جهت فشار در نمونه‌های پرس-زینتری نشان داده شده است.



شکل ۶: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-Mill ساخته شده به روش اکستروژن، عمود بر جهت اکستروژن

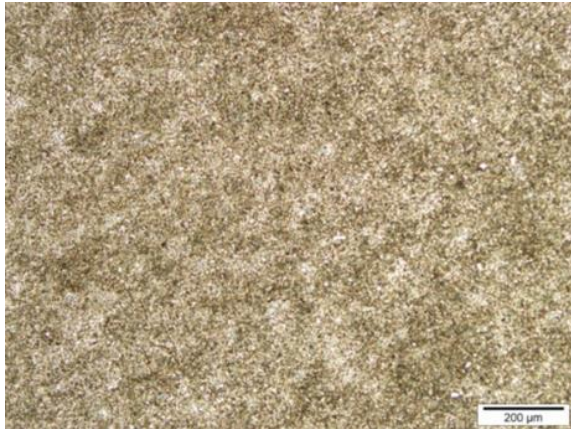


شکل ۷: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-Mill ساخته شده به روش اکستروژن، موازی محور اکستروژن

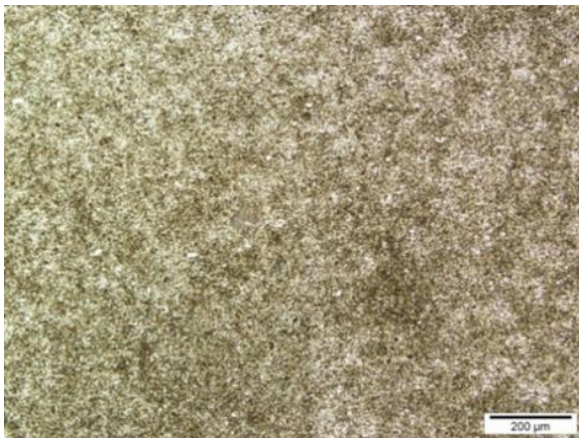


شکل ۵: مورفولوژی پودر Al5083-5%B₄C بعد ۲۴ ساعت آلیاژسازی مکانیکی در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000

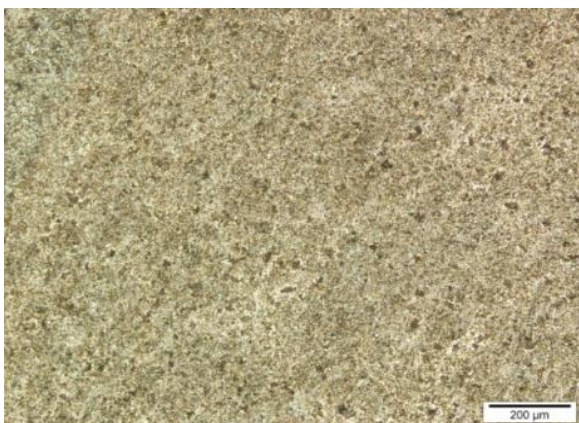
به منظور به دست آوردن زمان مناسب جهت آسیا کاری، عملیات آسیا در بازه‌ی زمانی سه ساعته قطع شده و مقداری از پودر جهت اندازه‌گیری دانسیته ظاهری از محفظه‌ی آسیا خارج شد. مقدار دانسیته ظاهری طبق روش توضیح داده شده در استاندارد ASTM-B41 محاسبه گردید. در زمانی که میزان چگالی ظاهری در بازه زمانی تغییر نمی‌کند می‌توان نتیجه گرفت که مجموعه تغییرات فیزیکی و واکنش‌های شیمیایی در پودر مورد مطالعه اتفاق افتاده است. در این مطالعه در مورد تمامی پودرها بررسی لازم جهت به دست آوردن زمان بهینه آسیا انجام شد و در انتها مدت زمان ۲۴ ساعت به منظور انجام عملیات آلیاژسازی مکانیکی انتخاب گردید. همان‌طور که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی نشان داده شده است، شکل ذرات اولیه ناهمگن بوده و پس از آسیا کاری به مدت ۲۴ ساعت، ذرات به صورت همگن خرد شده و شکلی تقریباً کروی پیدا کرده‌اند که دارای نسبت سطح به حجم بالاتری است. با مقایسه پودر حاوی تقویت‌کننده و پودر فاقد تقویت‌کننده ریزتر بودن ذرات پودر حاوی تقویت‌کننده مشخص است که نشان داد اضافه شدن ذرات سخت تقویت‌کننده در ریزتر شدن اندازه ذرات نهایی تأثیر مستقیم دارد. در واقع حضور ذرات سرامیکی در بین ذرات پودر آلیاژ زمینه در حین فرایند آسیا کاری می‌تواند باعث تغییر شکل در ذرات مجاور تقویت‌کننده شود. در واقع با افزایش تغییر شکل موضعی، ذرات زمینه کار سخت‌تر شده و در نتیجه فرایند جوش خوردن ذرات آلومینیوم که در بخش قبلی توضیح داده شد، اتفاق افتاد. علت آن فعال شدن مکانیزم جوش خوردن با رسیدن میزان تغییر شکل ذرات و چگالی نایجایی‌ها به یک مقدار بحرانی است. در واقع این بدین معنی است که ذرات سخت تقویت‌کننده باعث انتقال انرژی به زمینه فلزی همانند گلوله‌های آسیا هستند. مطالعاتی در گذشته نشان داده است که چقرمگی شکست پودرهای کامپوزیتی کمتر از زمینه تقویت نشده است و این خود باعث سرعت بخشیدن به فرایند شکست ذرات شده است. سختی بالاتر در پودر کامپوزیتی دلیل پایین بودن چقرمگی شکست آن‌ها است. با مقایسه تصاویر ۱، ۳ و ۴ می‌توان دریافت که با



شکل ۱۰: تصویر میکروسکوپ نوری Al-Mill ساخته شده به روش پرس-زینتر، عمود بر جهت فشار

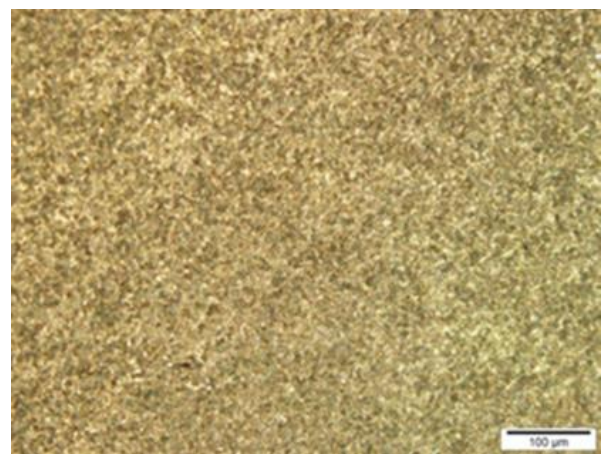


شکل ۱۱: تصویر میکروسکوپ نوری Al-Mill ساخته شده به روش پرس-زینتر، موازی جهت فشار

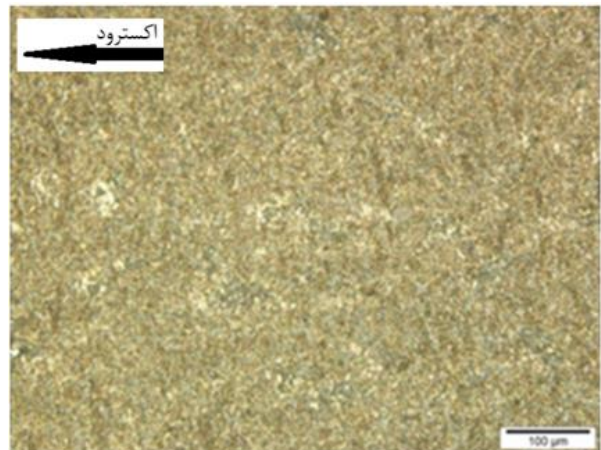


شکل ۱۲: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-3%B4C ساخته شده به روش پرس-زینتر، عمود بر جهت فشار

همان‌طور که مشاهده گردید، کشیدگی دانه‌های زمینه‌ی آلومینیومی و همچنین ذرات تقویت‌کننده‌ی B4C در راستای محور اکستروژن به‌خوبی مشخص شد. علاوه بر این، با توجه به شکل‌های ۶ تا ۹، مرزخانه‌ها در ریزساختار نمونه‌ها به‌راحتی قابل مشاهده نبودند و نمونه دارای تقویت‌کننده، ریزدانه‌تر از نمونه‌ی بدون تقویت‌کننده بود [۱۵]. در شکل‌های ۱۰ تا ۱۳ نیز میزان تخلخل بالا در نمونه‌های تولیدی به روش پرس-زینتر به‌خوبی مشاهده شد. به‌علاوه، در این تصاویر نیز به‌وضوح مشاهده گردید که نمونه‌ی دارای تقویت‌کننده‌ی B4C از نمونه‌ی بدون تقویت‌کننده ریزدانه‌تر بود [۱۶].

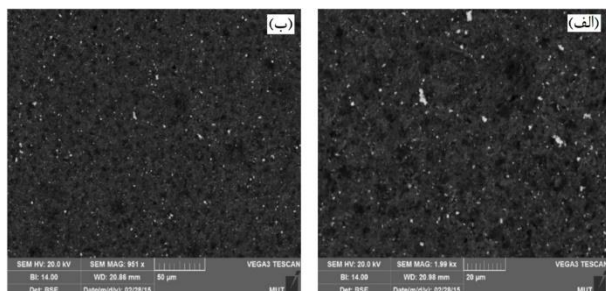


شکل ۸: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-3%B4C ساخته شده به روش اکستروژن، عمود بر جهت اکستروژن

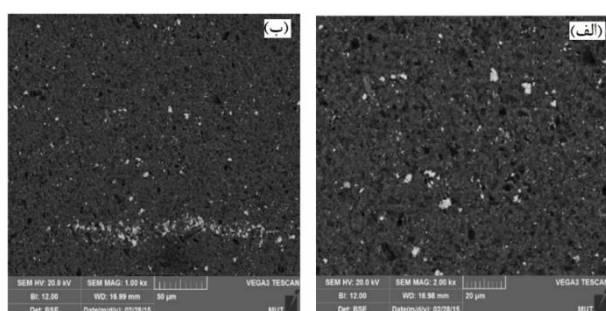


شکل ۹: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-3%B4C ساخته شده به روش اکستروژن، موازی جهت اکستروژن

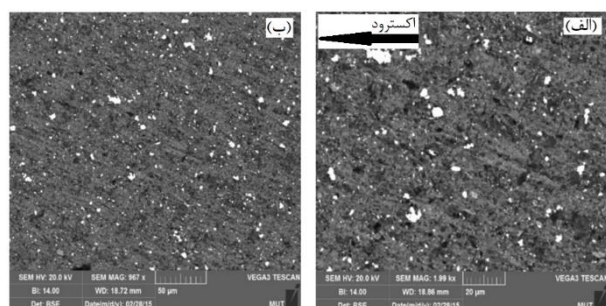
پس از انجام عملیات اکستروژن به مراتب کمتر از نمونه‌های پرس-زینتر شده است [۱۸].



شکل ۱۵: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-Mill ساخته‌شده به روش پرس-زینتر، موازی برجهت پرس-زینتر در دو بزرگنمایی X1000 و X2000



شکل ۱۶: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-Mill ساخته‌شده به روش اکستروژن، عمود جهت اکستروژن در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000



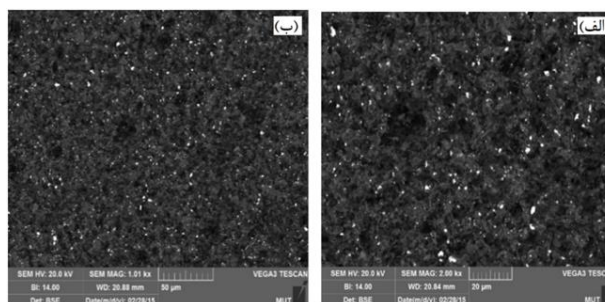
شکل ۱۷: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-Mill ساخته‌شده به روش اکستروژن، موازی با جهت اکستروژن در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000

در شکل‌های ۱۸ و ۱۹ تصاویر مربوط به نمونه‌هایی با ۳٪ وزنی B₄C به‌عنوان فاز تقویت‌کننده قابل مشاهده است. این نمونه‌ها نیز پس از عملیات آسیا کاری تحت عملیات پرس-زینتر قرار گرفته‌اند. برای بررسی بهتر آنالیز کمی عنصری EDS نیز در ادامه ارائه شده است. لکه‌های سفیدرنگ موجود در تصاویر نیز حضور فازهای غنی از آهن را تأیید کرده است. این فازها در اثر ساییدگی گلوله‌های فلزی در حین آسیا کاری به پودرها اضافه شده‌اند [۱۹].



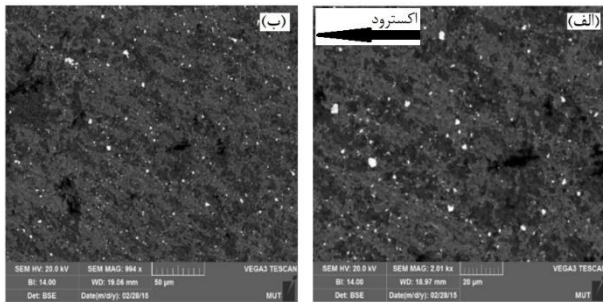
شکل ۱۳: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-3%B₄C ساخته‌شده به روش پرس-زینتر، در جهت فشار

تصاویر SEM (میکروسکوپ الکترونی روبشی) نمونه‌های Al-Mill و Al-3%B₄C در دو راستای موازی و عمود برجهت اکستروژن و موازی و عمود برجهت پرس-زینتر به ترتیب در شکل‌های ۱۴ تا ۲۱ آورده شده است. در شکل‌های ۱۴ و ۱۵ تصاویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌های بدون فاز تقویت‌کننده آمده است. این نمونه‌ها پس از آسیا کاری تحت عملیات پرس-زینتر قرار گرفته‌اند که شکل ۱۴ مربوط به سطوح عمود بر فشار و شکل ۱۵ در جهت فشار اعمالی است. همان‌طور که مشخص است، نمونه‌ها پس از اعمال فشار دارای تخلخل کمی بوده و اعمال فشار موجب از بین رفتن تخلخل‌ها شده است. همچنین میزان تخلخل‌ها در جهت فشار اعمالی به میزان بیشتری از بین رفته‌اند [۱۷].

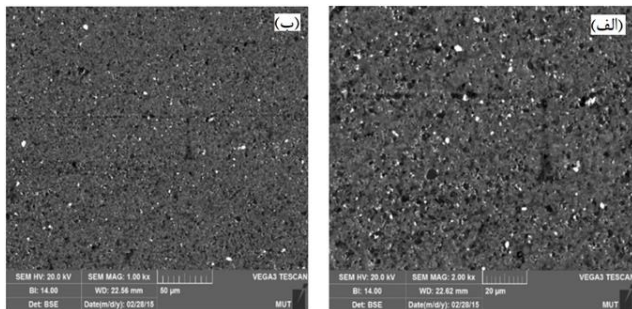


شکل ۱۴: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-Mill ساخته‌شده به روش پرس-زینتر، عمود جهت پرس-زینتر در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000

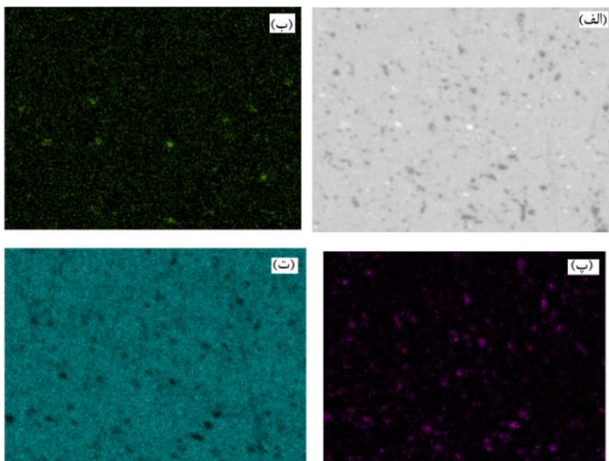
در شکل‌های ۱۶ و ۱۷ نیز تصاویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌های بدون فاز تقویت‌کننده آمده است. این نمونه‌ها پس از آسیا کاری تحت عملیات اکستروژن داغ قرار گرفته‌اند که شکل ۱۶ مربوط به سطوح عمود بر اکستروژن و شکل ۱۷ در جهت عملیات اکستروژن است. با توجه به شکل ۱۷ کشیدگی دانه‌ها در جهت اعمال اکستروژن قابل‌رؤیت است که می‌توان استنباط نمود میزان تخلخل‌های باقیمانده



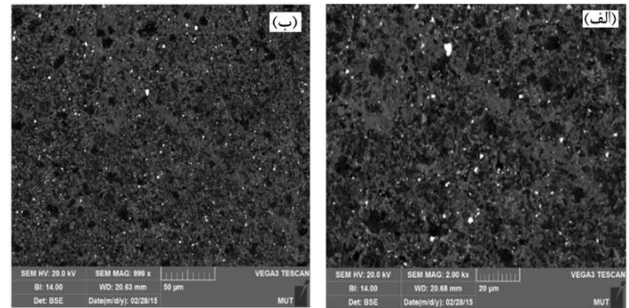
شکل ۲۰: ریزساختار SEM نمونهی Al-3%B4C ساخته شده به روش اکستروژن، موازی برجتهت اکستروژن در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000



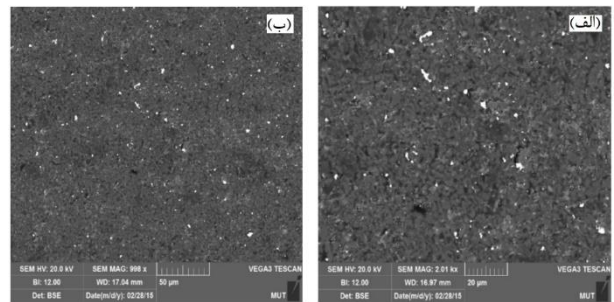
شکل ۲۱: ریزساختار SEM نمونهی Al-3%B4C ساخته شده به روش اکستروژن، عمود جهتهت اکستروژن در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000



شکل ۲۲: اسکن سطحی از تصویر مورفولوژی سطحی به دست آمده از تصویر الکترونی ثانویه در SEM مربوط به ماده نمونه Al-3%B4C (الف) کربن (ب) آهن (پ) برم (ت) آلومینیوم



شکل ۱۸: ریزساختار SEM نمونهی Al-3%B4C ساخته شده به روش پرس-زینتر، عمود جهتهت پرس-زینتر در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000



شکل ۱۹: ریزساختار SEM نمونهی Al-3%B4C ساخته شده به روش پرس-زینتر، موازی برجتهت پرس-زینتر در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000

در شکل های ۲۰ و ۲۱ تصاویر مربوط به نمونه های با ۳٪ وزنی تقویت کننده آمده است که نمونه ها پس از فرایند آسیا کاری تحت عملیات اکستروژن داغ قرار گرفته اند. در نمونه های نشان داده شده در شکل های ۲۰ و ۲۱ اثر عملیات اکستروژن بر کاشیدگی دلنه ها قابل مشاهده است که نشان داد میزان تخلخل نیز با انجام این عملیات کاهش یافته است [۲۰].

در شکل های ۲۲ و ۲۳ به ترتیب آنالیز EDS سطحی و نقطه ای از سطح نمونه Al-3%B4C تولید شده به روش اکستروژن ارائه شده است. با توجه به آنالیز EDS گرفته شده از سطح نمونه، می توان توزیع نسبتاً یکنواخت ذرات تقویت کننده را مشاهده کرد. وجود ذرات غنی از آهن که در حین پروسه آسیا سازی وارد پودر شده اند نیز قابل اثبات است. در آنالیز نقطه ای مربوط به ذرات موجود در مورفولوژی سطحی، نقاط سفید رنگ فازهای رسوب داده شده در حین اکستروژن است که در نتیجه ی قرارگیری آلیاژ Al5083 در دمای بالا در حین عملیات اکستروژن و سرد شدن در هوا پس از اکستروژن تشکیل شده است. این نقاط فاز بین فلزی غیر قابل عملیات حرارت پذیر $Al_6(Mn,Fe)$ تشخیص داده شده است [۲۱].

منجر به کاهش انسجام ساختاری و کاهش استحکام کششی نهایی شود. در مجموع، میزان و توزیع ذرات تقویت کننده B₄C به طور مستقیم بر روی رفتار مکانیکی، انسجام دانه‌ها و مقاومت به سایش تأثیرگذار است.

۳-۳- نتایج آزمون فشار گرم

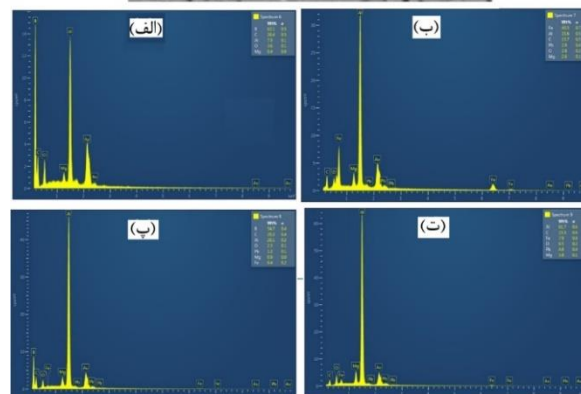
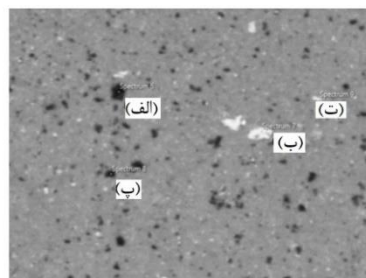
به منظور بررسی تأثیر پارامترهای دما، نرخ کرنش، اثر تقویت کننده و روش ساخت بر منحنی‌های تنش سیلان Al5083، آزمون فشار گرم در دماهای ۳۵۰، ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد و در نرخ کرنش ۰/۱ و ۰/۱ بر روی نمونه‌ها انجام شده است. پارامترهای بررسی شده علاوه بر دما و نرخ کرنش شامل نمونه‌های بدون تقویت کننده، تقویت کننده با ۳ و ۵ درصد B₄C بود که به دو روش اکستروژن و پرس-زینتر ساخته شده بودند. با توجه به منحنی‌های حاصل از آزمون فشار گرم می‌توان گفت افزایش مقدار تنش سیلان در ابتدای تغییر شکل، حاصل افزایش چگالی نابجایی‌ها است [۲۲] در حین تغییر شکل پلاستیک سه حالت وجود دارد: کاهش تنش سیلان بعد از نمایان شدن تنش پیک که نشان دهنده‌ی غلبه‌ی فرآیندهای کار نرمی بر کار سختی است. دومین حالت بروز تنش پیک و صاف شدن نمودار پس از آن است که نشان دهنده تعادل در فرآیندهای کار سختی و کار نرمی است و در حالت سوم که در آن نمودار به صورت صعودی شروع به بالا رفتن کرده که بیانگر غالب بودن فرآیندهای کار سختی بر کار نرمی است. به طور کلی یک نمونه در حین آزمون فشار گرم می‌تواند متأثر از فرآیندهای کار نرمی و کار سختی به صورت هم‌زمان باشد ولی در انتها شکل منحنی، وابسته به فرآیند غالبی است که در نمونه اتفاق می‌افتد [۲۳].

۳-۳-۱- تأثیر دما بر منحنی‌های سیلان

همان‌طور که در منحنی‌های تنش-کرنش مشاهده شد (شکل ۲۴ تا ۲۹) با ازدیاد دما، منحنی‌ها به سطوح پایین‌تر منتقل شده‌اند. لازم به ذکر است که مقدار تنش بیشینه و کرنش متناظر با آن هم با افزایش دما، کاهش یافته است. یعنی در نرخ کرنش ثابت، درصد تقویت کننده یکسان و روش ساخت مشابه تحت تأثیر افزایش دما، کاهش تنش تسلیم سیلان مشاهده شده است [۲۴].

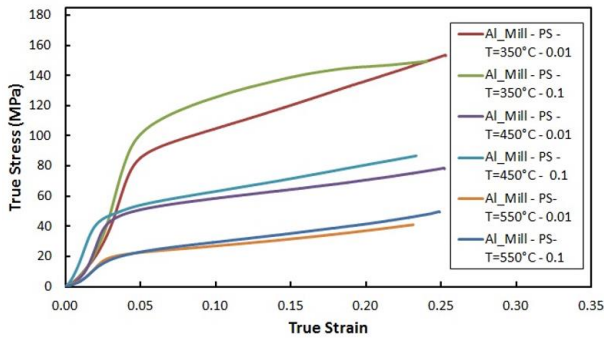
۳-۳-۲- تأثیر نرخ کرنش بر منحنی‌های سیلان

در مقایسه‌ی سطوح منحنی‌های مختلف دیده شد که با افزایش نرخ کرنش، منحنی‌ها به سطوح بالاتر (افزایش تنش تسلیم) منتقل شده‌اند.

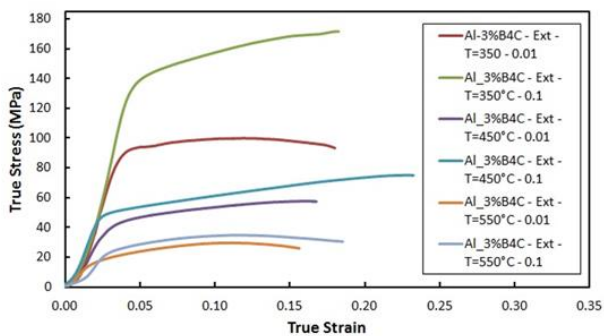


شکل ۲۳: اسکن نقطه‌ای از ذرات قابل مشاهده در تصویر مورفولوژی سطحی به دست آمده از تصویر الکترونی ثانویه در SEM در ۴ ناحیه مختلف

در بررسی میکروسکوپی ریزساختار سه نمونه پودر آلومینیوم ۵۰۸۳ خالص، Al-3%B₄C و Al-5%B₄C که به روش اکستروژن و پرس-زینتر تولید شده‌اند، تفاوت‌های بارزی در رفتار فازهای مختلف و تعامل زمینه و تقویت کننده مشاهده شد. در نمونه آلومینیوم ۵۰۸۳ خالص بدون تقویت کننده، دانه‌ها پس از فرآیند آسیا کاری ریزتر و همگن‌تر شده‌اند که این کاهش اندازه دانه‌ها به دلیل افزایش نرخ جوانه‌زنی حین زینترینگ است. در نمونه Al-3%B₄C، ذرات B₄C به طور نسبت یکنواختی در زمینه آلومینیومی توزیع شده‌اند و مرزهای دانه‌ها تحت تأثیر ذرات کاربید بورون قرار گرفته‌اند که موجب بهبود توزیع تنش و کاهش تمایل به رشد دانه‌ها شده است. این فازها به عنوان نقاط تمرکز کرنش در طی فرآیندهای ترمومکانیکی عمل کردند. از طرفی، در نمونه Al-5%B₄C، به دلیل درصد بالاتر B₄C، تجمع ذرات تقویت کننده بیشتر و تشکیل خوشه‌هایی در ساختار مشاهده شد؛ این خوشه‌ها می‌توانند به عنوان مناطق تمرکز تنش عمل کنند و در نتیجه باعث افزایش احتمال ایجاد ریزترک‌ها در حین فشار اکستروژن شوند. همچنین، در مرزهای مشترک بین زمینه آلومینیومی و ذرات B₄C در نمونه‌های حاوی تقویت کننده، جدایش جزئی و منافذی در سطح نانو به چشم می‌خورد که به علت عدم ترشوندگی کامل ذرات B₄C توسط مذاب آلومینیوم حین زینترینگ ایجاد شده است. این پدیده در نمونه Al-5%B₄C بیشتر مشهود است و می‌تواند

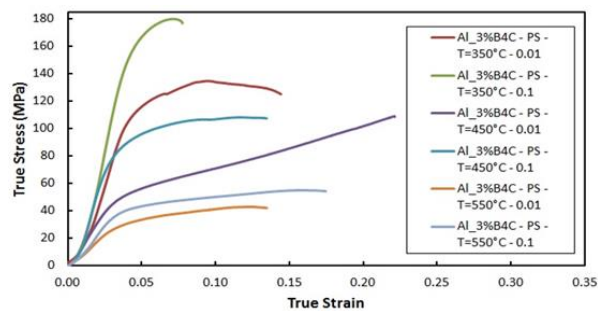


شکل ۲۵: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ ساخته شده به روش پرس-زینتر



شکل ۲۶: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای Al-3%B4C ساخته شده به روش اکستروژن

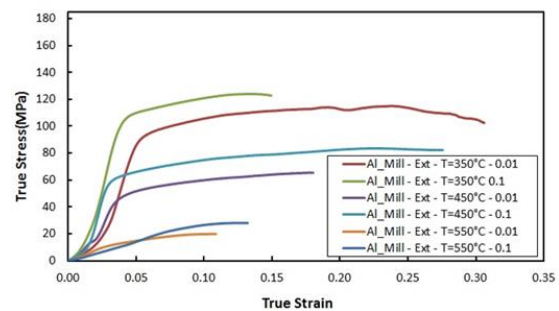
در شکل ۲۷ نمودارهای تنش-کرنش آلومینیوم آسیا شده همراه با سه درصد فاز تقویت کننده (به روش پرس-زینتر) ارائه شده است. در این مورد هم رفتاری مشابه نمونه‌های تولید شده به روش اکستروژن در تغییرات دما و تفاوت در نرخ کرنش را مشاهده شد. این بدان معناست که با افزایش دما، سطوح نمودار کاهش و با افزایش نرخ کرنش سطوح نمودار افزایش پیدا کرده است [۲۸].



شکل ۲۷: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای Al-3%B4C ساخته شده به روش پرس-زینتر

شکل ۲۸ مربوط به نمونه‌های آلومینیوم آسیا شده با پنج درصد وزنی فاز تقویت کننده‌ی، تولید شده به روش اکستروژن در دماها و نرخ کرنش‌های متفاوت است. همین‌طور که مشاهده شد،

همچنین مقدار تنش بیشینه و کرنش متناظر با آن نیز افزایش یافته است. به عبارتی در دما یکسان، درصد تقویت کننده مشابه و روش ساخت ثابت تحت تأثیر افزایش نرخ کرنش، افزایش تنش سیلان دیده شده است. در شکل ۲۴ نمودارهای تنش-کرنش آلومینیوم آسیا شده را که به روش اکستروژن ساخته شده‌اند، در دماها و نرخ کرنش‌های متفاوت نشان داده شده است. همان‌طور که در نمودارهای موجود در شکل مشخص است، با افزایش دما از $\backslash degc350$ به $\backslash degc550$ منحنی‌های سیلان به سطوح پایین‌تری منتقل شده‌اند. علاوه بر این با افزایش نرخ کرنش منحنی‌های سیلان در سطوح بالاتری قرار دارند. می‌توان گفت در دمای $\backslash degc550$ ، نرخ کرنش تأثیر کمتری در تغییر مساحت زیر نمودار تنش-کرنش نسبت به دماهای پایین‌تر دارد [۲۵ و ۲۶].



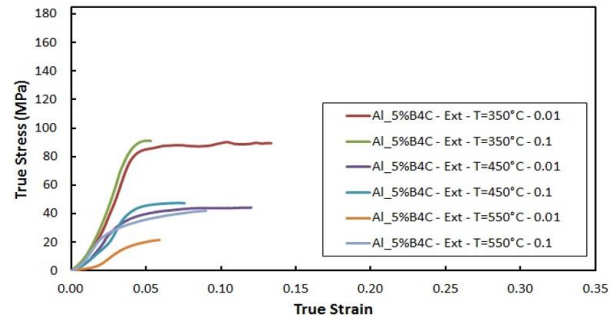
شکل ۲۴: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ آسیا شده ساخته شده به روش پرس-زینتر

در شکل ۲۵ نمودارهای تنش-کرنش حقیقی آلومینیوم آسیا شده به روش پرس-زینتر ساخته شده‌اند در دماها و نرخ کرنشی مختلف نشان داده شده است. گراف‌های مربوط به حالت ساخت پرس-زینتر نیز نتایج مشابه حالت ساخت اکستروژنی را تأیید کردند. در این گراف‌ها با افزایش دما، کاهش در سطح منحنی‌های سیلان و با افزایش نرخ کرنش، افزایش در سطح منحنی‌های سیلان مشاهده و علاوه بر این با افزایش دما تأثیر افزایش نرخ کرنش بر تغییر تنش تسلیم، کمتر شد [۲۷].

شکل ۲۶ مربوط به نمونه‌های آلومینیوم همراه با سه درصد فاز تقویت کننده‌ی B₄C، ساخته شده به روش اکستروژن است که در دماها و نرخ کرنش‌های متفاوت مورد آزمون فشار گرم قرار گرفته‌اند. در این نمودارها نیز می‌توان میزان کاهش سطح منحنی‌های سیلان را با افزایش دما به خوبی مشاهده کرد. در مورد نرخ کرنش نیز می‌توان گفت که با افزایش نرخ کرنش انتقال سطوح منحنی‌های سیلان به سمت بالا اتفاق افتاده است. همچنین افزایش نرخ کرنش در دماهای بالا تأثیر کمتری در بالا بردن سطوح نمودار داشته است [۲۸].

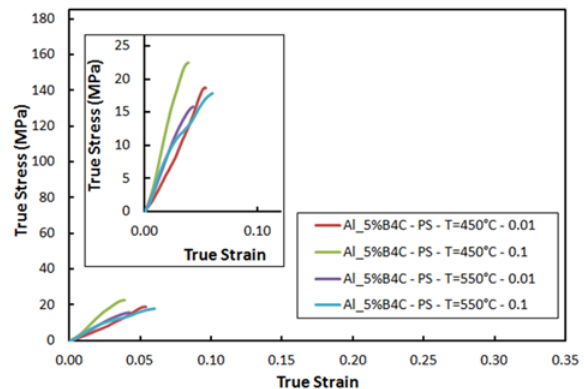
در سطح پایین‌تر از سطح منحنی‌های ساخته‌شده به روش پرس-زینتر قرار گرفت. علت این امر همگن بودن نمونه‌های اکستروژنی و بالا بودن دانسیته آن‌ها و در نتیجه کم بودن درصد تخلخل آن‌ها نسبت به نمونه‌های پرس-زینتری است. به عبارت دیگر در نمونه‌های با تخلخل بالا، مکانیزم سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته، مکانیزم غالب بوده و منجر به بالا رفتن سطح منحنی‌های تنش-کرنش شده است. در شکل ۳۰ نمودار تنش-کرنش در شرایط دمایی یکسان و نرخ کرنش مشابه رسم شده است. همان‌طور که مشاهده شد در نمونه‌های ساخته‌شده به روش اکستروژن با اضافه کردن و افزایش درصد تقویت‌کننده، مساحت زیر نمودار تنش-کرنش کاهش یافته است. تبلور مجدد دینامیکی یک فرآیند متالورژیکی تابع زمان و دما است، به عبارتی هرچه زمان بیشتر و دما بالاتر باشد، تبلور مجدد با نرخ بالاتری انجام می‌شود. در تبلور مجدد دینامیکی که با توجه به بررسی‌های محققین دیگر در این آلیاژ رخ می‌دهد احتمال سه اتفاق وجود دارد: الف) تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته که مکانیزم آن با جوانه‌زنی و رشد همراه است. ب) تبلور مجدد دینامیکی پیوسته که از تبدیل مرز دانه‌های زاویه کوچک به زاویه بزرگ تشکیل شده است و ج) تبلور مجدد دینامیکی هندسی که از شکسته شدن دانه‌های اولیه ایجاد شود. از آنجایی که وجود ذرات تقویت‌کننده باعث ریزدانه شدن آلیاژ می‌گردد، به دلیل اندازه کوچک دانه‌های اولیه در نمونه‌های اکستروژن شده، نیروی محرکه بالایی برای رشد دانه در دماهای بالا به منظور کاهش انرژی سطحی وجود دارد. به عبارت دیگر با افزایش فاز تقویت‌کننده، ریزدانه شدن در آلیاژ با نسبت بالاتری اتفاق می‌افتد و با توجه به مطالب ذکر شده قبلی، تنش تسلیم نمودار پایین می‌آید. این بدان معناست که کسر حجمی تقویت‌کننده به صورت غیرمستقیم (با توجه به تأثیر در ریزدانه کردن آلیاژ) بر فرآیند تبلور مجدد اثرگذار است و با افزایش کسر حجمی، تنش تسلیم نمودار کاهش یافته است. به عبارت ساده‌تر تغییر فرم به نیروی کمتری نیاز دارد. از طرفی در نمونه‌های ساخته‌شده به وسیله پرس-زینتر نیز مکانیزم‌های ذکر شده، اتفاق می‌افتد اما احتمال دارد مکانیزم سخت-شوندگی ناشی از افزایش دانسیته مکانیزم غالب باشد. در شکل ۳۰ مقایسه دو حالت ساخت اکستروژن و پرس-زینتر در شرایطی که میزان تقویت‌کننده یکسان ارائه شده است. نمودارها در حالتی که روش ساخت به صورت پرس-زینتر بوده است در مکان‌های بالاتری قرار گرفته‌اند که احتمال می‌رود، اثر سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته علت اصلی آن بوده باشد [۲۹].

در این نمونه‌ها نیز افزایش دما باعث کاهش سطوح منحنی‌های تنش سیلان و افزایش نرخ کرنش سبب افزایش سطوح منحنی-های تنش سیلان شده است [۲۸].



شکل ۲۸: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای Al-5%B₄C ساخته‌شده به روش اکستروژن

با مقایسه‌ی شکل ۲۶ با ۲۸ می‌توان دریافت که نمونه‌های با درصد تقویت‌کننده‌ی بیشتر میزان تنش اعمالی کمتری را تحمل کرده‌اند. اثبات شد که مقاومت به تغییر فرم با عدم پیوستگی فصل مشترک ذرات سخت تقویت‌کننده و زمینه نرم آلومینیوم کاهش یافته است. علت این امر آن است که این عدم پیوستگی می‌تواند مکان‌های مناسبی برای جوانه‌زنی ترک باشد، از این رو با توجه به توضیحات داده‌شده احتمال ایجاد ترک با افزایش فاز سخت B₄C افزایش یافته است. در شکل ۲۹ نمودارهای تنش-کرنش آلومینیوم آسیا شده با پنج درصد وزنی فاز تقویت‌کننده که به روش پرس-زینتر ساخته شده‌اند، در دماها و نرخ کرنش مختلف ارائه شده است [۲۸].

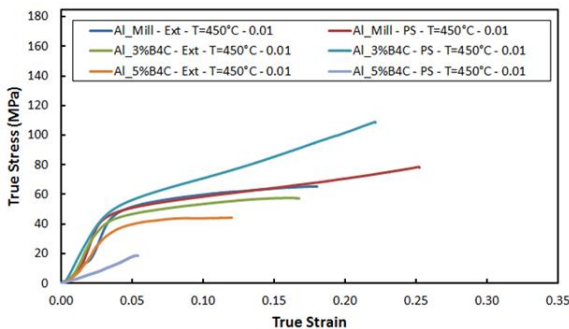


شکل ۲۹: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای Al-5%B₄C ساخته‌شده به روش پرس-زینتر

۳-۳-۳- تأثیر روش ساخت بر منحنی‌های سیلان

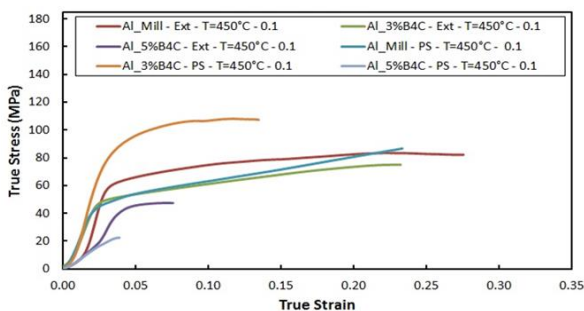
با توجه به منحنی‌های تنش-کرنش (شکل ۳۰ تا ۳۵) در شرایطی که دما یکسان، نرخ کرنش مشابه و درصد تقویت‌کننده ثابت در نظر گرفته‌شده، سطوح منحنی نمونه‌های ساخته‌شده به روش اکستروژن

پایین تبدیل مرزهای زاویه کوچک به مرزهای زاویه بزرگ صورت گرفته است (تبلور مجدد دینامیکی پیوسته). این بدین معنی است که به علت رشد دانه‌ها در آلیاژ، حرکت نابجایی‌ها آسان‌تر بوده و در نتیجه تغییر فرم در تنش کمتر اتفاق افتاده است. انطباق نتایج شکل ۳۲ با نمودار شکل ۳۰ نشان داد که در نمونه‌های ساخته شده به روش پرس-زینتر، بالاتر بودن تنش تسلیم نمودار نمونه‌ی دارای تقویت‌کننده را می‌توان مربوط به اثر ذرات تقویت‌کننده در قفل کردن نابجایی‌ها دانست. با مقایسه دو روش ساخت در میزان درصد فاز تقویت‌کننده مشابه، مساحت زیر نمودار چقرمگی نمونه ساخته‌شده به روش پرس-زینتر بالاتر از مساحت زیر نمودار چقرمگی نمونه ساخته شده به روش اکستروژن بود که علت این امر را می‌توان با در نظر گرفتن میزان تخلخل موجود در آن‌ها و بررسی حالات مشابه ذکر شده توجیه کرد [۳۰].

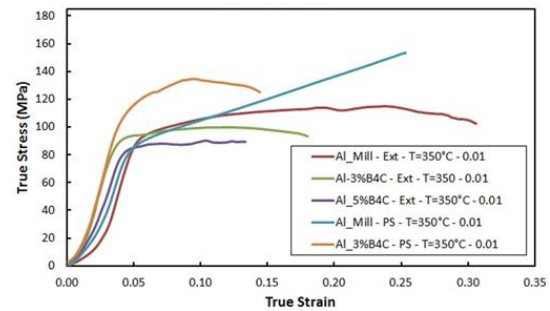


شکل ۳۲: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱

شکل ۳۳ در دما و نرخ کرنش ثابت رسم شده است. همان‌طور که مشاهده شد در نمونه‌های ساخته‌شده به روش اکستروژن با اضافه کردن و افزایش درصد تقویت‌کننده مساحت زیر نمودار چقرمگی افزایش یافته است. با مقایسه دو شکل ۳۱ و ۳۳ می‌توان دریافت که سطوح نمودار با نسبت کمتری در شکل ۲۸ افزایش یافته‌اند. علت این امر را می‌توان با توجه به بالاتر بودن دما متوجه شد. هرچه دما بالاتر باشد، سطوح نمودار به سطوح پایین‌تری انتقال یافته است [۳۰].

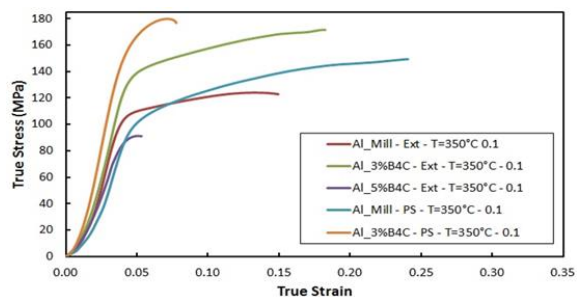


شکل ۳۳: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱



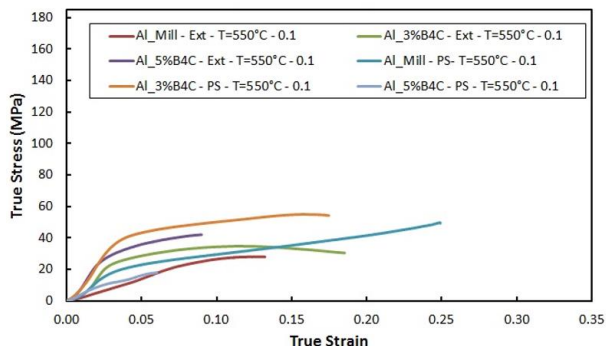
شکل ۳۰: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱

در شکل ۳۱ نمودار تنش-کرنش در شرایط دمای یکسان و نرخ کرنش مشابه رسم شده است. در نمونه‌های ساخته‌شده به روش اکستروژن با اضافه کردن و افزایش درصد تقویت‌کننده، مساحت زیر نمودار تنش-کرنش افزایش یافته است. همان‌طور که گفته شد، فرآیند تبلور مجدد علاوه بر اثر پذیری از دما، تابع زمان نیز بود. تصور بر این است که زمان لازم برای اثرگذاری مطلوب فرآیند تبلور مجدد در اختیار نمونه‌ها قرار نگرفته است لذا با افزایش درصد فاز تقویت‌کننده سطوح نمودار افزایش یافته است، زیرا ذرات فاز تقویت‌کننده باعث قفل شدن نابجایی‌ها شده است. در مقایسه دو حالت ساخت در درصد تقویت‌کننده‌ی یکسان، مساحت زیر نمودار چقرمگی نمونه ساخته‌شده در حالت پرس-زینتر در مکان بالاتری نسبت به نمونه‌ی ساخته‌شده به روش اکستروژن است. علت این امر را می‌توان وجود درصد تخلخل بالاتر این نمونه‌ها نسبت به نمونه‌های ساخته‌شده توسط اکستروژن دانست. به عبارتی سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته مکانیزم غالب بوده است [۳۰].



شکل ۳۱: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱

شکل ۳۲ در دما و نرخ کرنش ثابت رسم شده است. در این نمودار نیز، نمونه‌های ساخته‌شده به روش اکستروژن، با افزایش درصد فاز تقویت‌کننده، سطوح نمودارهای سیلان را به میزان بیشتری کاهش داده‌اند. که با نتایج گرفته‌شده در دمای ۳۵۰ درجه و نرخ کرنش مشابه مطابقت دارد. به عبارتی در تغییر شکل در دمای بالا و نرخ کرنش

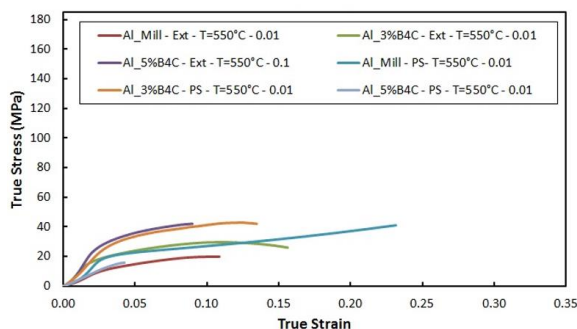


شکل ۳۵: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱

۳-۳-۴- تأثیر درصد تقویت‌کننده بر منحنی‌های سیلان

با مقایسه‌ی نمودارهای تنش-کرنش (شکل ۳۶ تا ۴۱) تأثیر ذرات تقویت‌کننده را می‌توان بدین گونه شرح داد که هرچه ذرات تقویت‌کننده ریزتر و نحوه‌ی پخش شدن آن‌ها یکنواخت‌تر باشد، این ذرات به‌صورت مؤثرتری به‌عنوان مانع‌هایی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل کرده و مساحت زیر نمودار چقرمگی بالاتر رفته است. البته خود ذرات تقویت‌کننده می‌توانند به‌عنوان منابع تولید نابجایی‌ها عمل کرده و در نتیجه هرچه تعداد ذرات بیشتر باشد مساحت زیر نمودار چقرمگی بالاتر خواهد رفت. از طرفی این ذرات تقویت‌کننده می‌توانند فرآیند تبلور مجدد را در حالتی غیرمستقیم تسریع بخشند که نتیجه‌ای جز پایین آمدن سطح منحنی‌ها نخواهد داشت و از آنجاکه تبلور مجدد فرآیند متالورژیکی‌ای وابسته به دما و زمان است، با پایین آمدن نرخ کرنش و به‌تبع، زمان بیشتر جهت رسیدن به میزان کرنش مشخص، افت تنش تسلیم در نمودار اتفاق افتاده است. وقتی نرخ کرنش زیاد باشد در نتیجه‌ی آن زمان رسیدن به کرنش مشخص کمتر بوده و مساحت زیر نمودار چقرمگی بالاتر است. در دماهای بالاتر، تبلور مجدد سریع‌تر انجام شده و در نتیجه تغییر شکل پلاستیک در میزان تنش پایین‌تری اتفاق افتاده و مساحت زیر نمودار چقرمگی‌ها پایین‌تر است. شایان‌ذکر است که در مورد نمونه‌های ساخته‌شده به روش پرس-زینتر عامل سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته نیز در محل قرارگیری منحنی‌ها مؤثر است و عامل غالب محسوب می‌شود. در نتیجه هرچه درصد تقویت‌کننده بالاتر و تخلخل بیشتر باشد، ترک در نمونه‌ها قبل از رسیدن به تنش پیک مشاهده شده و شکست نمونه‌ها اتفاق می‌افتد. در شکل ۳۶ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت‌کننده همراه با درصد‌های مختلف تقویت‌کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش‌های متفاوت که همگی توسط روش اکستروژن تولید شده‌اند مقایسه شده است. همان‌طور که مشاهده شد در نرخ کرنش ۰/۱، با افزایش درصد

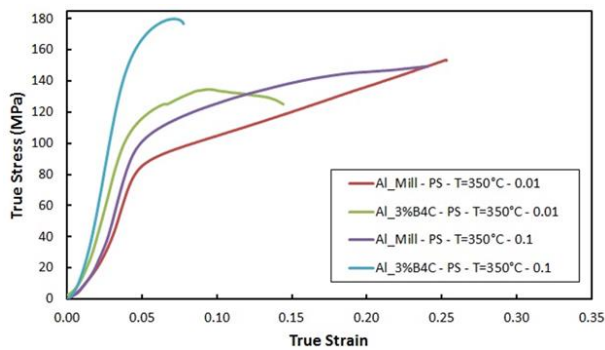
در شکل ۳۴، نمودار نمونه‌های مختلف در دو پارامتر ثابت دما و نرخ کرنش رسم شده است. در نمونه‌های ساخته‌شده به روش اکستروژن با اضافه کردن و افزایش درصد تقویت‌کننده مساحت زیر نمودار چقرمگی افزایش یافته است. در تغییر شکل در دمای بالا تبدیل مرزهای زاویه کوچک به مرزهای زاویه بزرگ صورت گرفته است (تبلور مجدد دینامیکی پیوسته) که رشد دانه‌ها در آلیاژ، باعث حرکت راحت‌تر نابجایی‌ها در نمونه شده و در نتیجه تنش کمتری برای تغییر فرم نیاز خواهد بود. بالا بودن دما تا این حد، می‌تواند فرآیند تبلور مجدد را بدون در نظر گرفتن زمان سریع‌تر نماید. تصور بر این است که تنها ذرات تقویت‌کننده مانع حرکت نابجایی‌ها بوده‌اند و سطوح نمودار تنش سیلان را بالاتر نشان داده است. این مطلب در مورد نمونه‌های ساخته‌شده به روش پرس-زینتر هم صادق است. با مقایسه دو روش ساخت در میزان درصد تقویت‌کننده‌ی یکسان، مساحت زیر نمودار چقرمگی‌های تولیدشده به روش پرس-زینتر بالاتر از سطح نمونه‌های تولیدی به روش اکستروژن است که این امر به میزان تخلخل در نمونه‌ها و افزایش استحکام ناشی از افزایش دانسیته مرتبط است [۳۰].



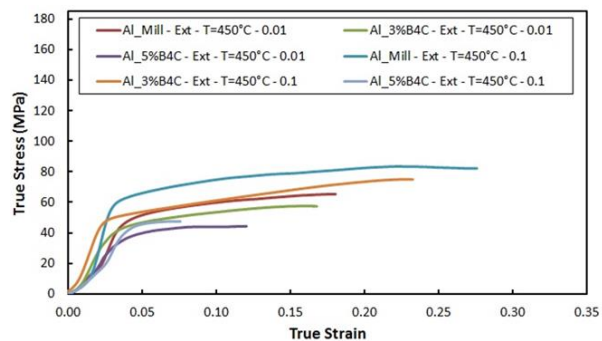
شکل ۳۴: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱

شکل ۳۵ در دما و نرخ کرنش ثابت رسم شده است. در این نمودار نیز، برای نمونه‌های ساخته‌شده به روش‌های اکستروژن و پرس-زینتر، با افزایش درصد فاز تقویت‌کننده، سطوح نمودارهای سیلان افزایش یافته است. که در این حالت نیز مانند حالت قبل وجود ذرات تقویت‌کننده باعث بالا رفتن سطوح نمودارهای تنش سیلان شده است. با مقایسه دو روش ساخت در میزان درصد تقویت‌کننده‌ی یکسان، مساحت زیر نمودار چقرمگی‌های تولیدشده به روش پرس-زینتر بالاتر از سطح نمونه‌های تولیدی به روش اکستروژن است که علت آن غالب بودن مکانیزم سخت شدن به‌واسطه‌ی افزایش دانسیته بود [۲۹].

منحنی‌های تنش سیلان بود [۳۰].



شکل ۳۷: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد ساخته‌شده به روش پرس-زینتر

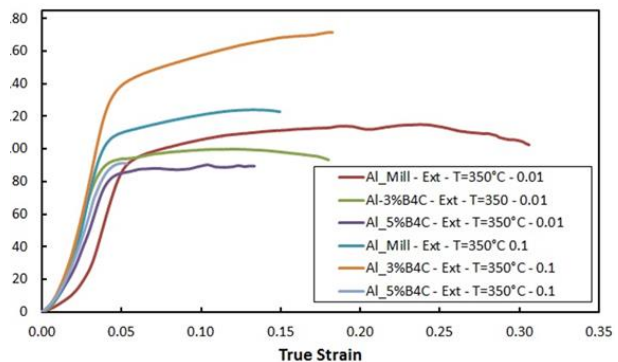


شکل ۳۸: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد ساخته‌شده به روش اکستروژن

در شکل ۳۹ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت‌کننده همراه با درصد‌های مختلف تقویت‌کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش-های متفاوت که همگی توسط روش پرس-زینتر تولیدشده‌اند نمایش داده شده است. همان‌طور که انتظار می‌رفت، به دلیل وجود تخلخل در نمونه‌های تولیدی به روش پرس-زینتر و افزایش کار سختی ناشی از افزایش دانسیته به‌واسطه فشار گرم، فرآیند غالب در این نمونه‌ها فرآیند کار سختی است. در مورد نمونه‌های با درصد فاز تقویت‌کننده پنج درصد وجود تخلخل و تردی ناشی از افزایش فاز تقویت‌کننده منجر به بروز ترک و اشاعه آن و جلوگیری از سیلان ماده شده است [۳۰].

در شکل ۴۰ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت‌کننده همراه با درصد‌های مختلف تقویت‌کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش‌های متفاوت (که همگی توسط روش اکستروژن تولیدشده‌اند) ارائه شده است. همان‌طور که بیان شد در این دما، تبلور مجدد به‌راحتی اتفاق می‌افتد و عامل کنترل‌کننده برای افزایش یا کاهش در مساحت زیر نمودار چقرمگی‌ها، درصد فاز تقویت‌کننده است و با افزایش این درصد، افزایش در سطح منحنی‌های سیلان رخ داده است. نکته

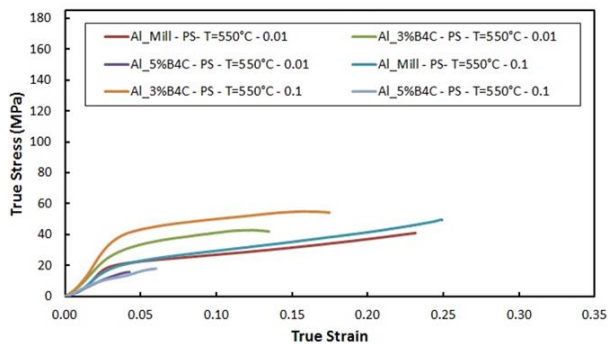
تقویت‌کننده، سطوح نمودار به حالت پایین‌تری منتقل شده‌اند. وجود ذرات تقویت‌کننده باعث ریزدانه شدن آلیاژ گردید. به دلیل اندازه کوچک دانه‌های اولیه در نمونه‌ها برای رشد دانه در دماهای بالا جهت کاهش انرژی سطحی اشتیاق بالایی وجود دارد. در واقع با افزایش فاز تقویت‌کننده و به تبع آن ریزدانه‌گی بیشتر در نمونه‌ها، فرآیند تبلور مجدد راحت‌تر صورت گرفته و با توجه به زمان کافی که در نرخ کرنش پایین به نمونه داده شده است، سطوح نمودارهای سیلان کاهش داشته است. در نرخ کرنش ۰/۱، نیز موارد گفته‌شده اتفاق افتاده است ولی با توجه به زمان کمی که نمونه در اختیار داشته است، فرآیند تبلور مجدد فرصت کافی برای انجام نداشته و افزایش فاز تقویت‌کننده و قفل شدن نابعایی‌ها باعث افزایش در سطح منحنی‌های تنش سیلان شده است [۲۹ و ۳۰].



شکل ۳۶: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد ساخته‌شده به روش اکستروژن

در شکل ۳۷ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت‌کننده همراه با نمونه‌های با درصد‌های مختلف تقویت‌کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش‌های متفاوت که همگی توسط روش پرس-زینتر تولیدشده‌اند، مورد مقایسه قرار گرفته است. در این نمودارها در کرنش-های متفاوت مکانیزم غالب، سخت شدن به‌واسطه افزایش دانسیته می‌باشد و با افزایش درصد ذرات تقویت‌کننده، سطوح نمودار افزایش داشته‌اند [۲۹].

در شکل ۳۸ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت‌کننده همراه با درصد‌های مختلف تقویت‌کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش‌های متفاوت (که همگی توسط روش اکستروژن تولیدشده‌اند) ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده شد در این منحنی‌ها، در نرخ کرنش یکسان، کاهش سطوح نمودار با افزایش درصد فاز تقویت‌کننده اتفاق افتاده است. همان‌طور که گفته شد وجود ذرات تقویت‌کننده باعث ریزدانه شدن آلیاژ گردید که این امر با توجه به مطالب ذکر شده سرعت فرآیند تبلور مجدد را افزایش داد و نتیجه‌ی آن کاهش در سطح



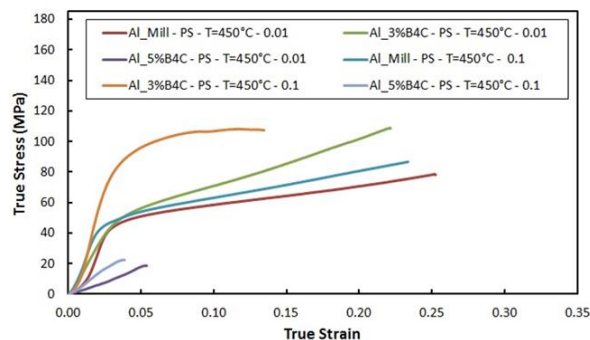
شکل ۳۸: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد ساخته شده به روش پرس-زینتر

۴- نتیجه گیری

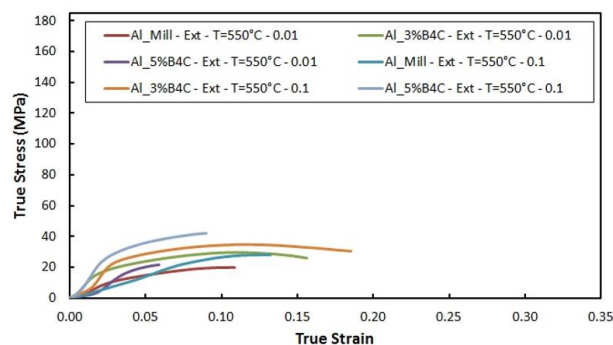
در این پژوهش نانو کامپوزیت زمینه آلیاژ Al5083 تقویت شده با ذرات نانومتری B₄C توسط روش آلیاژسازی مکانیکی تولید شد. دو روش تولید زینتر پودر نانو کامپوزیت به همراه پرس گرم و اکستروژن داغ پودر جهت تولید ماده چگال موردا استفاده قرار گرفت. در هر دو موارد رفتار فشرده پذیری پودرهای نانو کامپوزیت مطالعه شد. ریزساختار ماده چگال نهایی در دمای محیط بررسی شد و رفتار تغییر شکل گرم نمونه ها و مکانیزم های تغییر فرم در دمای بالا در نانو کامپوزیت Al5083-B₄C با آلیاژ نانو ساختار Al5083 مقایسه گردید. نمونه های تغییر فرم داده نیز در انتها مورد بررسی ریزساختاری قرار گرفتند. اهم نتایج به دست آمده عبارتند از:

- مکانیزم های جوش سرد و شکست ذرات پودر در حین آسیا مکانیکی در حضور تقویت کننده B₄C تسریع شده و زمان مورد نیاز برای آسیا پودر در حضور ذرات تقویت کننده کاهش یافت. می توان نتیجه گرفت که با افزایش سینتیک ریز شدن اندازه دانه ها، میزان کرنش ایجاد شده در شبکه نیز افزایش یافته است.
- کامپوزیت های Al-B₄C تولید شده از طریق آلیاژسازی مکانیکی و پرس-زینتر به طور معناداری خواص ترمومکانیکی بهتری نسبت به آلومینیوم خالص دارند. این بهبود خواص به دلیل توزیع یکنواخت و همگن نانو ذرات B₄C در ماتریس آلومینیوم است.
- تنش سیلان بالاتری برای نانو کامپوزیت های Al5083-B₄C نسبت به آلیاژهای نانو ساختار Al5083 در دماهای بالای تغییر شکل به دست آمد که بیانگر اثر مؤثر ذرات نانومتری B₄C در

قابل توجه در نمودار پایین تر بودن سطح منحنی نمودار ۵ درصد B₄C نسبت به نمودار ۳ درصد B₄C است که احتمال می رود، ناشی از اثر همزمان دما و زمان و در نتیجه میزان بیشتر تبلور مجدد بوده باشد [۳۰].



شکل ۳۹: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتی گراد ساخته شده به روش پرس-زینتر



شکل ۴۰: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد ساخته شده به روش اکستروژن

شکل ۴۱ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت کننده و همراه با درصد های مختلف تقویت کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش های متفاوت که همگی توسط روش پرس-زینتر تولید شده اند را نشان می دهد. در این منحنی ها نیز در نرخ کرنش یکسان، با افزایش درصد فاز تقویت کننده، افزایش را در مساحت زیر نمودار چقرمگی های تنش سیلان شاهد هستیم. با توجه به نمودار، فرآیندهای کار سختی بر کار نرمی غلبه کرده اند که پیش بینی می شود علت این امر نیز سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته بوده باشد [۲۹].

- Engineering: A, Vol. 740, pp. 1-11, DOI: 10.1016/j.msea.2018.06.052, 2018.
- [5] Kumar, R., et al., "Improvement of Thermomechanical Properties of Al5083/SiC Nanocomposites via Isostatic Pressing," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 855, pp. 157-165, DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162817, 2021.
- [6] Wang, X., et al., "Effect of Extrusion Ratio on the Mechanical Properties of Al2024/SiC Composites," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 791, pp. 139-146, DOI: 10.1016/j.msea.2020.139130, 2020.
- [7] Suryanarayana, C., Al-Aqeeli, N., "Mechanically alloyed nanocomposites," *Progress in Materials Science*, Vol. 58, pp. 383-502, DOI: 10.1016/j.pmatsci.2012.10.001, 2023.
- [8] Suresh, S., Vasudevan, M., "Effect of B4C Reinforcement on the Mechanical Properties of Al Composites," *Materials Today: Proceedings*, Vol. 43, pp. 2345-2352, DOI: 10.1016/j.matpr.2020.12.345, 2022.
- [9] Kumar, S., Balaji, A., "Characterization of Al/B4C Composites Synthesized by Mechanical Alloying," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 878, pp. 160512, DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.160512, 2023.
- [10] Sahoo, S.K., Mishra, S.C., "Investigation of Al-B4C Composites for High Temperature Applications," *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9, pp. 6734-6741, DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.04.030, 2024.
- [11] Zhu, Y., Hu, C., "Thermomechanical and Microstructural Properties of Al-B4C Composites," *Composites Part B: Engineering*, Vol. 187, pp. 107878, DOI: 10.1016/j.compositesb.2020.107878, 2024.
- [12] Zhao, H., Chen, X., "Microstructural and Wear Properties of Al-B4C Composites," *Materials & Design*, Vol. 196, pp. 109057, DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109057, 2023.
- [13] Sahoo, S.K., Mishra, S.C., "Investigation of Al-B4C Composites for High Temperature Applications," *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9, pp. 6734-6741, DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.04.030, 2024.
- کفل کردن نابجایی‌ها و افزایش تنش سیلان در حین تغییر شکل داغ است.
- نمونه‌های تولید شده به روش اکستروژن به‌طور مداوم تنش جریان کمتری نسبت به نمونه‌های تولید شده به روش پرس-زینتر نشان داد. این امر به دلیل چگالی بالاتر و همگنی بیشتر نمونه‌های اکستروژن و تخلخل کمتر آنها است.
 - افزایش کسری حجم تقویت‌کننده B₄C باعث کاهش سطوح تنش جریان در هر دو نوع نمونه‌های Al-3% B₄C و Al-5% B₄C شد. این کاهش ناشی از شرایط مناسب برای آغاز ترک به دلیل عدم پیوستگی در محل تماس بین ذرات تقویت‌کننده B₄C و ماتریس نرم Al است.
 - با استناد به آنالیز میکروسکوپی الکترونی روبشی و همچنین میکروسکوپی نوری می‌توان دریافت ذرات تقویت‌کننده دارای پخش شونده‌گی بهتری در روش ساخت با اکستروژن نسبت به حالت پرس-زینتر هستند.
 - وجود ذرات تقویت‌کننده تأثیر مثبتی بر مکانیزم‌های بازکریستالی‌سازی دارد و موجب ریزساختار دانه‌ای بهتر شد. این امر به بهبود مهاجرت مرز دانه‌ها و تسهیل حرکت شکستگی‌ها در دماهای بالا منجر شد.
 - با قرار گرفتن آلیاژ Al5083 در دمای بالا در حین اکستروژن و سپس سرد شدن در دمای محیط فاز غیرقابل عملیات حرارت پذیر Al₆(Fe,Mn) ایجاد شد.
- ۵- منابع**
- [1] Maratian, M., Jalali, M., "Metal Matrix Composites," *University Jihad, Isfahan University of Technology*, 2008.
- [2] Chawla, K.K., "Fibrous Materials," *Cambridge University Press, Cambridge*, 1998.
- [3] Rosso, M., "Ceramic and Metal Matrix Composite: Routes and Properties," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 175, pp. 364-375, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.01.019, 2006.
- [4] Chen, L., et al., "Hot Pressing Effects on the Microstructure and Cohesion of Al5083/B4C Nanocomposites," *Materials Science and*

- [23] R. S. et al., "Analysis of the flow behavior of aluminum during hot deformation," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 195, pp. 101-106, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.03.067, 2007.
- [24] A.R. et al., "Influence of temperature on flow stress of Al alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 488, pp. 412-417, DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.06.047, 2009.
- [25] M. T. et al., "Hot working of aluminum alloys: Influence of processing parameters," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 537, pp. 172-177, DOI: 10.1016/j.msea.2012.02.028, 2012.
- [26] S. C. et al., "Deformation characteristics of aluminum alloys during hot pressing," *Journal of the Mechanical Behavior of Materials*, Vol. 22, pp. 183-190, DOI: 10.1016/j.jmbbm.2013.02.007, 2013.
- [27] Chen, Y. et al., "Effects of Processing Parameters on the Mechanical Properties of Aluminum Composites," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, No. 28, pp. 7947-7953, DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.04.017, 2011.
- [28] Kumar, A. et al., "The Influence of B₄C on Mechanical Properties of Aluminum Composites During Extrusion," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 500, No. 1-2, pp. 43-48, DOI: 10.1016/j.msea.2009.10.024, 2010.
- [29] Donato, J.B., "The Role of Density and Pore Structure in Mechanical Properties of Metal Matrix Composites," *Journal of Composite Materials*, Vol. 42, No. 3, pp. 267-284, DOI: 10.1177/0021998307081554, 2008.
- [30] Heimann, R.B. et al., "Effects of Reinforcement on the Mechanical Properties of Aluminum Matrix Composites," *Composite Structures*, Vol. 92, No. 4, pp. 979-988, DOI: 10.1016/j.compstruct.2009.07.005, 2010.
- and Technology, Vol. 9, pp. 6734-6741, DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.04.030, 2020.
- [14] Hajjari, M., Divandari, A., Mirhabibi, R., "The Study of Electroless Coating of Nickel on Carbon Fibers," *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 1, pp. 43-48, 2004.
- [15] Kainer, K.A., "Basics of Metal Matrix Composites," John Wiley & Sons, 2006.
- [16] Mazahery, A., Shabani, M.O., "Characterization of cast A356 alloy reinforced with nano SiC composites," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 22, No. 4, pp. 2072-2079, DOI: 10.1016/S1003-6326(11)61358-7, 2012.
- [17] De Cicco, M.T., Delfino, S., Vergani, L., "Fatigue behavior of hybrid MMCs reinforced with ceramic particulates and metal fibers," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 480, pp. 161-171, DOI: 10.1016/j.msea.2007.07.029, 2008.
- [18] Huang, Y., Ma, T., Wu, X., "Microstructural Changes in Aluminum Composites During Hot Extrusion," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 503, pp. 77-83, DOI: 10.1016/j.msea.2008.11.020, 2009.
- [19] Schaffer, G.B., Parker, B.H., "The Influence of Milling Conditions on the Properties of B₄C Reinforced Aluminum Composites," *Powder Metallurgy*, Vol. 53, No. 3, pp. 271-277, DOI: 10.1179/003258910X12654211502955, 2010.
- [20] Prakash, L., Mukherjee, R., "Hot Extrusion Effects on Microstructure of Aluminum Alloys with B₄C Particles," *Journal of Composite Materials*, Vol. 43, pp. 2523-2535, DOI: 10.1177/0021998307080772, 2009.
- [21] Mazahery, A., Abdizadeh, H., "Formation of Al₆(Mn,Fe) Phases in Al₅₀₈₃-B₄C Composites Produced by Extrusion," *Materials Characterization*, Vol. 62, pp. 503-507, DOI: 10.1016/j.matchar.2011.04.008, 2011.
- [22] D. et al., "Effect of temperature on the flow stress of aluminum alloys," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 387, pp. 1-10, DOI: 10.1016/j.msea.2004.09.016, 2004.