

Research Paper

Spark plasma sintering of aluminum 3000 and 5000 alloys powder obtained from recycling of Used Beverage Cans (UBCs)

Hadi Rezazadeh¹, Mazyar Azadbeh^{2*}

1. MSc student, Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran

2. Professor, Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran

Received: 2024/03/07

Revised: 2024/05/19

Accepted: 2024/05/26

Use your device to scan and read the article online



DOI:

[10.30495/jnm.2024.33170.2036](https://doi.org/10.30495/jnm.2024.33170.2036)

Keywords:

Aluminum powder, Spark plasma sintering, Mechanical properties, Nanostructured bulk pieces

Abstract

Introduction: In this research, aluminum bulk pieces were produced by spark plasma sintering of 3004 and 5182 alloys powder. Aluminum alloy powder was previously produced in a planetary ball milling machine by mechanical milling of UBCs, which consist of Al 5182 for the lid and Al 3004 for the body.

Methods: Sintering was done at 530 °C for 5182 alloy powders and 570 °C for 3004, (with heating rate of 20 °C/min), in vacuum atmosphere for 30 min under pressure of up to 35 MPa in graphite die. The density of produced cylindrical samples ($\Phi=25$ and $h=17$ mm in size) was determined by Archimedes principle. Tensile strength was obtained through three extracted tensile samples from top, center, and bottom of each sintered part. Microstructure of metallographic sections revealed, then hardness measurements were conducted on them.

Findings: The density of sintered Al 3004 and 5182 was 2.71 and 2.61 g/cm³, respectively, and the average hardness was 231±8 and 109±11 Vickers, correspondingly. The average tensile strength of the sintered alloys obtained equal 243±17 and 194±7 MPa, respectively. Fracture morphology indicates a microstructural gradient, which can be in consequence of liquid phase settling, especially in 5182 aluminum alloy. Al 3004 also shows suitable sinter ability and the size of distributed metastable in it is fine.

Citation: Rezazadeh H, Azadbeh M. Spark plasma sintering of nanostructured aluminum alloy powder 3000 and 5000, Metallurgical Engineering, Quarterly Journal of New Materials. 2024; 14 (54): 17-34.

*Corresponding author: Mazyar Azadbeh

Address: Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran.

Tell: +98-41-33459452

Email: azadbeh@sut.ac.ir

Extended Abstract

Introduction

Used aluminum beverage cans are made using two series of aluminum alloys (3004 alloy for the main body and bottom and 5182 alloy for the head) [1]. 3004 alloy contains Mn 1.1% ,Mg 0.9% ,Fe 0.7% ,Si 0.3% and ... alloy elements, and 5182 alloy contains Mg 4.5% ,Mn 0.4% , Fe 0.35% ,Si 0.2% and ... elements [2]. One of the important features of these alloys is their freezing range, which for alloy 3004 is from 629 to 654 °C, while for alloy 5182 it is from 510 to 636 °C [3,4]. Since 5182 alloy has a wider freezing range than 3004 alloy, more intermetallic compounds are formed during its solidification [1]. In the solidification process of 3004 and 5182 series aluminum alloys, intermetallic compounds $Al_6(Mn, Fe)$ and Mg_2Si are formed in the aluminum field [5]. In Al 3004 alloy, the intermetallic phase is $Al_6(Mn, Fe)$ and in Al 5182 alloy, the intermetallic phase is Mg_2Si [3,4].

The sintering process of nanoparticles is divided into pressure less (conventional) and pressure - assisted sintering [2]. Pressure - assisted sintering of powder can be done through methods such as forging [7], Hot pressing [8], Hot isostatic pressing [9], Extrusion [10], Ultrahigh-pressure sintering [11], and nonconventional methods such as Dynamic or shockwave consolidation [12], Microwave sintering [13], Spark plasma sintering [14]. SPS is an under - pressure sintering technique based on electrical discharge of pulsed DC between the space of the powder particles [17]. Temperature, pressure, heating rate and holding time can be mentioned among the influencing parameters in spark plasma sintering process. By increasing temperature, pressure and reducing the heating rate, the density and hardness of the sample increases, but the grain size increases as the temperature excessive increases. There are a number of mechanisms proposed to account for the enhanced sintering abilities of the SPS process. Of these mechanisms, the most commonly case, presence of momentary plasma generated between particles but using several experimental techniques no evidence of the presence of plasma, sparking, or arcing was found [20]. Among the advantages of spark plasma sintering technique are sintering with low temperature and in a short period of time,

the possibility of processing different materials (metals, ceramics, composites) and so on [21].

Materials and Methods

The raw material used in this research is aluminum powder with two series of alloy 5182 and alloy 3004 produced by mechanical milling method, respectively with D_{90} size of 109 and 391 micrometers. The powders obtained from milling were individually sintered using spark plasma sintering device (SPS) model nanozint 10 in a graphite mold with a diameter of 25 mm. In order to carry out the process, 25 g of each alloy powder was charged separately in the mold. Sintering was done at 530°C for 5182 alloy powders and 570°C for 3004 alloy powders for 30 min in vacuum, under uniaxial applied pressure of up to 35 MPa. The heating rate was 20°C/min. The density of sintered samples was measured using Archimedes principle according to ASTM B 328, MPIF 42 and ISO 2738 standards. The tensile test was performed at ambient temperature with a loading rate of 0.1 mm/min. An optical microscope was used to examine the microstructure in cross-section of the sintered samples. As well as an FE-SEM device was used to examine the fracture surface of the tensile samples. The micro hardness of the metallographic sections of the sintered samples was measured by the Vickers micro hardness method using an applied force of 50 g.

Findings and Discussion

The sintered density of 5182 and 3004 samples were 2.61 and 2.71 g/cm³, respectively. According to correspond relative density of each of which (98.49 and 99.63%), sample 3004 launches better sinterability. According to the optical microscope images, intermetallic phases of $Al_{12}(Mn, Fe)Si$ and Mg_2Si can be seen with polygonal and spherical shapes, respectively. The intermetallic compounds existing in the sintered 5182 alloy are larger and can be seen more clearly and therefore are easily distinguished. While in sintered 3004 alloy, these metastable phases are much smaller. According to the amount of porosity and also the size and distribution of metastable phases, a gradient from top to bottom of cross section is observed. So, in the bottom of cross section, the porosity is less and smaller, and the metastable phases are finer than it in the upper part of the cross-section. Also, the fracture morphology shows that in the cross section of

extracted samples from lower part, liquid phase settling has been occurred therefore, a more suitable connection has been created than the other parts. Also, some relatively large pores are seen on the fracture surfaces, which were probably related to the already accommodated intermetallic compounds there. During the supersolidus liquid phase sintering, which occurred for both samples, the liquid phase is formed initially inside the grain, the grain boundary and the interface between the powders, and leads to fragmentation. Then under applied pressure, the formed liquid phase was settled to the bottom of sample. This is the reason that in the fracture morphology of the bottom, the cross-section of the fracture seems dense. Here, the grains are relatively surrounded by the liquid phase.

The average hardness for sample 3004 and 5182 were 231 ± 8 and 109 ± 11 Vickers, respectively, and the average tensile strength for two samples 3004 and 5182 were determined equal to 243 ± 17 and 194 ± 7 MPa, respectively. Consequently, the hardness and the tensile strength of 3004 is higher than 5182.

Conclusion

In this research, the production of aluminum bulk parts was successfully carried out through spark plasma sintering of aluminum powder with 5182 and 3004 alloy series. The achieved results of evaluation of sintered samples showed an improved physical and mechanical properties in 3004 with respect to 5182.

Ethical Considerations compliance with ethical guidelines

The cooperation of the participants in the present study was voluntary and accompanied by their consent.

Funding

No funding.

Authors' contributions

Design and conceptualization: Mazyar Azadbeh;

Conducting experiments: Hadi Rezazadeh; Methodology and data analysis: Hadi Rezazadeh, Mazyar Azadbeh;

Initial writing: Hadi Rezazadeh; Supervision and Final writing: Mazyar Azadbeh .

Conflicts of interest

The authors declared no conflict of interest.

مقاله پژوهشی

تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای (SPS) پودر آلیاژ آلومینیوم ۳۰۰۴ و ۵۰۰۰ تهیه شده از بازیافت قوطی‌های مستعمل نوشیدنی

هادی رضازاده^۱، مازیار آزادبه^{۲*}

۱. دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز، تبریز، ایران

۲. استاد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز، تبریز، ایران

چکیده

مقدمه: در تحقیق حاضر، قطعات بالک آلومینیوم با روش تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای پودر آلیاژهای آلومینیوم ۳۰۰۴ و ۵۱۸۲ که یکی از روش‌های نوین متالورژی پودر برای تولید قطعات فلزی است، تولید شدند. پودر آلیاژ آلومینیوم از طریق بازیافت قوطی‌های آلومینیومی مستعمل نوشیدنی که متشکل از آلیاژ ۵۱۸۲ برای قسمت سر و ۳۰۰۴ برای قسمت بدنه قوطی هستند؛ با استفاده از دستگاه آسیای گلوله‌ای سیاره‌ای حاصل شده بود.

روش: پودرهای آلیاژ ۵۱۸۲ و آلیاژ ۳۰۰۴ تحت شرایط؛ به ترتیب در دمای ۵۳۰ و ۵۷۰ درجه سانتی‌گراد، با نرخ گرمایش ۲۰ °C/min، تحت خلأ به مدت زمان ۳۰ دقیقه و فشار اعمالی تک‌محوره تا حداکثر ۳۵ MPa در قالب گرافیتی با قطر ۲۵ میلی‌متر، هر کدام بطور جداگانه به روش پلاسمای جرقه‌ای تفجوشی شدند. محصول تفجوشی، قطعات قرصی شکل با قطر ۲۵ میلی‌متر و ضخامت ۱۷ میلی‌متر بودند. ابتدا چگالی هر قرص به روش ارشمیدس تعیین شد. سپس برای بررسی استحکام کششی از هر کدام از آلیاژهای ساخته شده، به ترتیب از نواحی بالا، وسط و پائین سطح مقطع هر قرص سه نمونه استخراج شد. ریزساختار بررسی و خواص مکانیکی نظیر استحکام کششی و سختی تعیین گردید.

یافته‌ها: چگالی نمونه ۵۱۸۲ و ۳۰۰۴ به ترتیب ۲/۶۱ و ۲/۷۱ g/cm³ به دست آمده، همچنین میانگین سختی برای نمونه ۵۱۸۲ و نمونه ۳۰۰۴ به ترتیب، ۱۰۹±۱۱ و ۲۳۱±۸ HV و میانگین استحکام کششی برای این دو آلیاژ به ترتیب ۱۹۴±۷ و ۲۴۳±۱۷ MPa اندازه‌گیری شده است. تفجوشی هر دو آلیاژ با مکانیزم تفجوشی فاز مایع فراجمد تحت فشار انجام شده است. مطالعات ریزساختاری و شکست‌نگاری حاکی از پیدایش ساختار گرادپانی است، بطوریکه در ناحیه پائینی هر دو نمونه ساختار متراکم‌تری بدلیل تجمع فاز مایع بوجود آمده است. ضمناً فازهای ناپایدار در ریزساختار آلیاژ تفجوشی شده‌ی ۳۰۰۴ ریزتر از آلیاژ ۵۱۸۲ است که بدلیل متراکم بودن بیشتر آن آلیاژ است.

نتیجه‌گیری: با توجه به ریزساختار و موفقولوژی شکست می‌توان نتیجه گرفت که قابلیت تفجوشی آلیاژ ۳۰۰۴ بهتر از آلیاژ ۵۱۸۲ است و هم چنین خواص فیزیکی و مکانیکی بهتری دارد. ضمناً گرادپان به وجود آمده در فرآیند تفجوشی قوس پلاسمای از اهمیت به‌سزایی برخوردار است، که این رخداد به‌ویژه در آلیاژ ۵۱۸۲ بوضوح قابل ردیابی و تعقیب است.

تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۱۲/۱۷

تاریخ داوری: ۱۴۰۳/۰۲/۳۰

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۰۳/۰۶

از دستگاه خود برای اسکن و خواندن مقاله به صورت آنلاین استفاده کنید



DOI:

[10.30495/jnm.2024.33170.2036](https://doi.org/10.30495/jnm.2024.33170.2036)

واژه‌های کلیدی:

پودر آلومینیوم، تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای، خواص مکانیکی، قطعات بالک نانوساختار

* نویسنده مسئول: دکتر مازیار آزادبه

نشانی: دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز، تبریز، ایران.

تلفن: ۰۴۱۳۳۴۵۹۴۵۲

پست الکترونیکی: azadbeh@sut.ac.ir

مقدمه

روش تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای (SPS) به طور قابل توجهی در زمینه تحقیق و توسعه بر روی مواد سرامیکی، به ویژه برای ساخت مواد سرامیکی پیشرفته مانند سرامیک‌های نانو ساختاری، مواد درجه بندی شده عملکردی (FGMs) و مواد کامپوزیت ماتریس سرامیکی و غیره گسترش یافته است. SPS تضمین می‌کند که چگالش سینتر شده بسیار متراکم همگن، سریعتر و در دمای پایین‌تر با ریز ساختار ریزتر نسبت به روش‌های زینترینگ معمولی به دست می‌آید [۱۵]. شماتیک فرآیند تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای در شکل ۱ نشان داده شده است [۱۶].

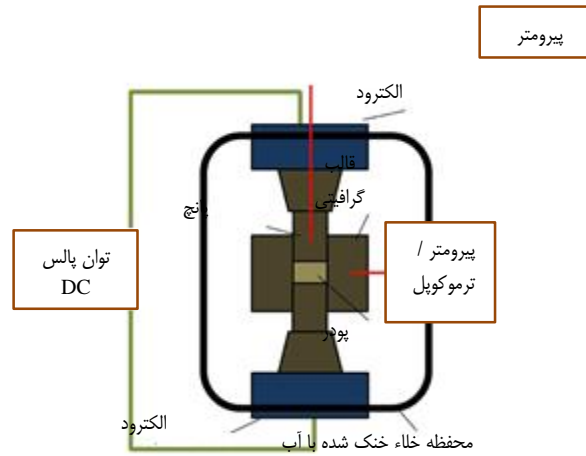
به طور کلی SPS یک روش تفجوشی تحت فشار می‌باشد که بر اساس تخلیه الکتریکی پالسی جریان مستقیم (DC) بین فضای ذرات پودر عمل می‌کند. انتشار جریان پالسی در سراسر سطوح ذرات رخ می‌دهد. هنگامی که گرمای موضعی در فضاهای خالی یا نقاط تماس ذرات پودر ایجاد می‌شود، منجر به افزایش موقت دما به بیش از ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌شود. این دمای بالا منجر به تبخیر ناخالصی‌ها و همچنین تبخیر و ذوب شدن سطح ذرات پودر می‌شود. این نواحی ذوب شده از طریق جریان الکترونی (زمان روشن) و خلأ تولید (زمان خاموشی) به سمت یکدیگر جذب می‌شوند و در نهایت موجب تشکیل ناحیه گلوبی مابین ذرات پودر می‌شوند [۱۷]. از جمله پارامترهای تاثیر گذار در فرآیند تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای می‌توان به دما، فشار، نرخ گرمایش و زمان نگهداری اشاره کرد. با افزایش دمای تفجوشی چگالی و سختی نمونه افزایش می‌یابد ولی افزایش بیش از اندازه دما منجر به رشد غیرعادی دانه می‌شود که مطلوب نیست. افزایش فشار نیز منجر به بازآرایی ذرات و حذف آگلومرها می‌شود، از طرفی اعمال فشار بالا تعداد نقاط تماس بین ذرات را با نزدیک‌تر شدن آن‌ها به یکدیگر افزایش می‌دهد و در نتیجه فاصله انتشار موثر را کاهش می‌دهد که به دستیابی به چگالی بالاتر کمک می‌کند. تاثیر نرخ گرمایش برعکس دما است، بطوریکه با کاهش نرخ گرمایش زمان کافی برای انتقال جرم و خروج گازهای ساطع شده از سیستم در دماهای پایین‌تر فراهم می‌شود و منجر به افزایش سختی و چگالی نسبی نمونه می‌شود. زمان نگهداری باید با دمای اعمالی متناسب باشد و به نحوی تعیین شود که فرصت کافی برای انتشار و چگالش فراهم شود و از رشد دانه نیز جلوگیری شود [۱۸، ۱۹]. مکانیسم‌های مختلفی برای توضیح توانایی‌های تفجوشی پیشرفته در فرآیند SPS پیشنهاد شده‌اند. از میان این مکانیسم‌ها، رایج‌ترین مورد حضور پلاسمای لحظه‌ای تولید شده بین ذرات است. از سه روش تجربی شامل طیف سنجی گسیل اتمی درجا، مشاهده مستقیم بصری و اندازه گیری ولتاژ فوق سریع درجا برای تعیین وجود یا عدم وجود پلاسمای در طول SPS استفاده شد. با استفاده از این تکنیک‌های تجربی، هیچ شواهدی از وجود پلاسمای جرقه یا قوس یافت نشد. برای درک مکانیسم‌های تفجوشی فرآیند SPS کارهای اساسی تری مورد نیاز است [۲۰].

قوطی‌های آلومینیومی مستعمل نوشیدنی با استفاده از دو سری آلیاژ آلومینیوم (آلیاژ ۳۰۰۴ برای بدنه اصلی و پایه و آلیاژ ۵۱۸۲ برای سر) ساخته می‌شوند. آلیاژ ۳۰۰۴ دارای قابلیت شکل پذیری خوبی برای انجام فرآیند کشش عمیق است ولی آلیاژ ۵۱۸۲ سخت‌تر است و چنین ویژگی ندارد [۱]. آلیاژ ۳۰۰۴ حاوی عناصر آلیاژی 1.1% Mn، Mg 0.9%، 0.7% Fe، 0.3% Si و ... بوده و در آلیاژ ۵۱۸۲ عناصر 4.5% Mn، 0.4% Fe، 0.35% Si و ... موجود می‌باشد [۲]. از ویژگی‌های مهم این آلیاژها می‌توان به دامنه‌ی انجمادشان اشاره کرد که برای آلیاژ ۳۰۰۴ از دمای ۶۲۹ تا ۶۵۴ درجه سانتی‌گراد می‌باشد، درحالی‌که برای آلیاژ ۵۱۸۲ از ۵۱۰ تا ۶۳۶ درجه سانتی‌گراد است [۳، ۴]. از آنجایی که آلیاژ ۵۱۸۲ دارای دامنه انجماد گسترده‌تری نسبت به آلیاژ ۳۰۰۴ است، در طول انجماد آن ترکیبات بین فلزی بیشتری تشکیل می‌شود [۱]. در فرآیند انجماد آلیاژهای آلومینیوم سری ۳۰۰۴ و ۵۱۸۲، ترکیبات بین فلزی Mg_2Si و $Al_6(Mn, Fe)$ در زمینه آلومینیوم تشکیل می‌شوند [۵] ولی لازم به اشاره است که در آلیاژ Al 3004 فاز بین فلزی $Al_6(Mn, Fe)$ و در آلیاژ Al 5182 فاز بین فلزی Mg_2Si غالب است. مطابق تحقیقات انجام شده با گرماسنج روبشی افتراقی (DSC) این دو آلیاژ، دمای ذوب فازهای ناپایدار Mg_2Si و $Al_6(Mn, Fe)$ به ترتیب ۵۰۵ و ۶۳۵ درجه سانتی‌گراد مشخص شده است. هم چنین نشان داده شده است که اگر این آلیاژها در دمای بالاتر از ۴۲۵ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان ۴۸ ساعت تحت عملیات قرار گیرد، فازهای ناپایدار $Al_6(Mn, Fe)$ با اندازه بزرگ شروع به تکه تکه شدن می‌کنند و مورفولوژی‌شان تغییر می‌کند، ولی تغییرات خاصی در فازهای ناپایدار Mg_2Si به دلیل داشتن اندازه کوچک رخ نمی‌دهد [۳، ۴].

در فرآیند متراکم کردن پودر یا تفجوشی، یک بدنه متخلخل ضعیف اولیه که از ذره‌های جامد ساخته شده است به یک قطعه بالک فشرده و مستحکم تبدیل می‌شود. تفجوشی پودر به طور کلی به دو روش طبقه بندی می‌شود. تفجوشی معمولی یا بدون فشار که بر اساس تبخیر-تراکم، نفوذ سطحی، نفوذ مرز دانه، نفوذ بالک، جریان ویسکوز و تغییر شکل پلاستیک انجام می‌گیرد و تفجوشی به کمک فشار که در آن اثر متقابل بین دما و فشار مزایای مشخصی را برای چگالش پودرها به دلیل قابلیت محدود کردن رشد دانه حاصل می‌کند [۶]. تفجوشی به کمک فشار پودرها می‌تواند از طریق روش‌هایی نظیر آهنگری^۱ [۷] پرس گرم [۸]، پرس ایزواستاتیک گرم [۹]، روزنه‌رانی^۲ [۱۰]، تفجوشی با فشار فوق‌العاده بالا [۱۱] و روش‌های از نوع غیرمعمول آن نظیر چگالش دینامیکی یا موج ضربه‌ای^۳ [۱۲]، تفجوشی ریزموج^۴ [۱۳] و تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای [۱۴] انجام شود. در طول سه دهه گذشته،

4 -Microwave

1- Forging
2- Extrusion
3- Shockwave



شکل ۱- شماتیک تکنیک تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای [۱۶]

لی کئو و همکارانش [۲۵] در سال ۲۰۱۸ از روش تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای برای تولید قطعه بالک آلومینیومی استفاده کردند. آن‌ها از پودر آلومینیوم تولید شده به روش اتمیزاسیون گازی با اندازه ذرات ۵ تا ۴۰ nm و خلوص ۹۹/۹٪ درصد به عنوان ماده اولیه استفاده کردند. فرآیند تفجوشی تحت شرایط؛ دمای ۵۵۰ °C، فشار ۵۰ MPa و مدت زمان ۱۰ دقیقه انجام شد. محصول نهایی قطعه آلومینیوم با قطر ۲۸ و ارتفاع ۲۸ میلی‌متر به دست آمد.

در تحقیق حاضر بمنظور استفاده از پودرهای حاصل از بازیافت اجزای مختلف قوطی آلومینیومی مستعمل نوشیدنی با روش آسیاکاری مکانیکی، امکان تولید قطعات بالک آلیاژهای آلومینیوم ۳۰۰۴ و ۵۱۸۲ به روش تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای مورد بررسی قرار گرفت. ریزساختار و خواص قطعات بالک تولید شده مورد بررسی و با یکدیگر مقایسه گردید. ضمناً خواص قطعات تفجوشی شده با قطعات ریختگی مشابه آن آلیاژها نیز مقایسه شد.

مواد و روش‌ها

مواد اولیه

مواد اولیه مورد استفاده در این تحقیق، پودرهای آلومینیوم آلیاژ ۵۱۸۲ و آلیاژ ۳۰۰۴ تولیدشده به روش آسیاکاری مکانیکی، D_{90} به ترتیب با اندازه ۱۰۹ و ۳۹۱ μm است. همچنین توزیع اندازه ذرات پودر آلیاژ ۵۱۸۲ و ۳۰۰۴ به ترتیب در محدوده ۴۵ تا ۱۵۰ μm و ۷۵ تا ۵۹۵ μm است. توزیع اندازه بلورک پودرهای حاصل شده نیز در بازه ۲۰ تا ۸۰ nm است، بطوریکه ریزترین اندازه بلورک برای این دو آلیاژ به ترتیب ۲۹ و ۳۷ nm محاسبه شد (شکل ۲). پودرهای ذکرشده به ترتیب از طریق بازیافت قسمت سر و قسمت پایه قوطی آلومینیومی مستعمل نوشیدنی، با استفاده از دستگاه آسیای گلوله‌ای سیاره‌ای تحت اتمسفر گاز آرگون، سرعت چرخش ۲۴۰ دور در دقیقه، با نسبت ۱۰ به ۱ گلوله به مواد اولیه، بدون استفاده از عامل کنترل‌کننده فرآیند (PCA) بدست آمده است، که جزئیات فرآیند تولید پودر در [۲۶] آمده است.

تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای

از جمله مزایای تکنیک تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای می‌توان به تفجوشی با دمای پائین، تفجوشی سریع در بازه زمانی کوتاه (۵ تا ۲۵ دقیقه)، تفجوشی یکنواخت، کنترل ریزساختار و رشد دانه، حذف ناخالصی‌ها و فعال‌سازی بهتر سطوح ذرات پودر، امکان پردازش مواد مختلف (فلزات، سرامیک، کامپوزیت‌ها)، بازده انرژی بالا و عملیات آسان و مقرون‌به‌صرفه بودن نسبت به سایر روش‌های تفجوشی اشاره کرد [۲۱]. در سال‌های اخیر، تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای پودر و ضایعات آلومینیوم به‌منظور تولید نمونه بالک متراکم، مورد توجه بسیاری از محققان قرار گرفته است. کیو ون و همکارانش [۲۲] در سال ۲۰۰۳

از روش تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای برای تولید فوم آلومینیوم ریزدانه با تفجوشی پودر آلومینیوم استفاده کردند. آن‌ها از پودر آلومینیوم با خلوص ۹۹/۹٪ و اندازه پودر کمتر از ۳ میکرومتر به‌عنوان ماده اولیه و از ذرات کلرید سدیم (NaCl) با شکل کروی و اندازه متوسط ۵۲۰ μm به‌عنوان ماده نگه‌دارنده فضا استفاده کردند. ابتدا پودر آلومینیوم و پودر نگه‌دارنده فضا به‌طور همگن در ملات عقیق مخلوط شدند. سپس، تفجوشی در دمای ۷۷۳ K با فشار ۲۰ MPa به مدت ۵ دقیقه با استفاده از ولتاژ DC پالسی روشن و خاموش انجام شد. نمونه سبتر شده در یک حمام آب گرم جاری قرار داده شد تا ذرات NaCl را شسته و فوم آلومینیومی با ساختار متخلخل حاصل شود.

جی سون کیم و همکارانش [۲۳] در سال ۲۰۰۷ تلاشی برای تولید آلومیندهای نیکل با ریزساختار ظریف از پودرهای نیکل و آلومینیوم با روش تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای انجام دادند. آن‌ها از مخلوط پودری Ni - 36 % Al به عنوان ماده اولیه استفاده کردند. فرآیند تفجوشی با استفاده از دستگاه SPS 515 S در خلاء با قالب گرافیت به قطر ۱۵ میلی‌متر، فشار اعمالی ۵۰ MPa، دمای ۱۱۵۰ °C، نرخ گرمایش ۱۰۰ °C/min و زمان نگهداری در حداکثر دما ۵ دقیقه انجام شد.

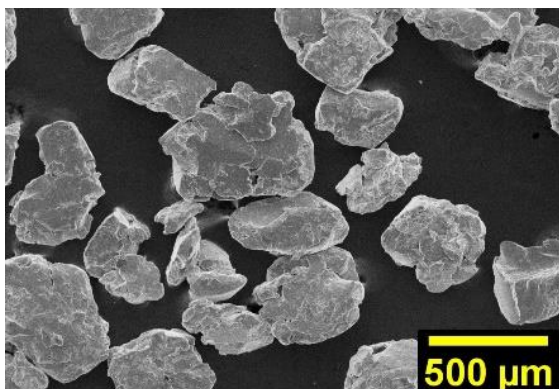
ژنگ فنگ لیو و همکارانش [۲۴] در سال ۲۰۱۴ مطالعه به‌منظور تولید قطعه بالک آلومینیومی از پودر آلومینیوم با روش تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای انجام دادند. آن‌ها از پودرهای آلومینیوم کروی با متوسط اندازه ۶۰ nm و خلوص ۹۹/۹٪ به عنوان ماده اولیه استفاده کردند. فرآیند تفجوشی با استفاده از قالب استوانه با قطر داخلی ۲۵ میلی‌متر، نرخ گرمایش ۴۰ K/min، فشار ۳۰۰ MPa، در دماهای ۶۷۳، ۷۲۳، ۷۷۳ و ۸۲۳ K به مدت زمان ۶ دقیقه انجام شد.

دو آلیاژ از منحنی‌های DSC آورده شده در مرجع‌های [۴،۳] محاسبه شد و سپس ۰/۸۵ دمای لیکوئیدوس، دمای تف‌جوشی انتخاب گردید.

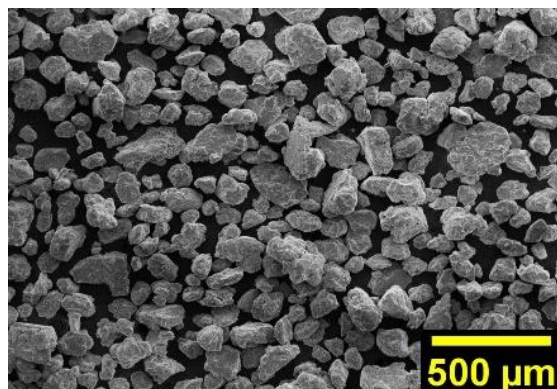
مشخصه‌یابی

چگالی نمونه‌های تف‌جوشی شده با استفاده از اصل ارشمیدس مطابق با استانداردهای ASTM B 328، MPIF 42 و ISO 2738 اندازه‌گیری شد. سپس برای بررسی خواص کششی هر کدام از آلیاژهای ساخته شده، سه نمونه از سه ناحیه بالا، وسط و پائین هر قرص تف‌جوشی (با قطر ۲۵ و ضخامت ۱۷ میلی‌متر) استخراج شد (شکل ۳).

پودرهای حاصل از آسیابکاری، با استفاده از دستگاه پلاسمای جرقه‌ای (SPS) مدل Nanozint 10 در قالب گرافیتی با قطر ۲۵ میلی‌متر تف‌جوشی شدند. به‌منظور انجام فرآیند، ۲۵ گرم از پودر هر آلیاژ به‌صورت مجزا در قالب شارژ شدند. تف‌جوشی تحت شرایط؛ دمای ۵۳۰°C برای پودرهای آلیاژ ۵۱۸۲ و دمای ۵۷۰°C برای پودرهای آلیاژ ۳۰۰۴، با نرخ گرمایش ۲۰ °C/min، تحت خلأ به مدت زمان ۳۰ دقیقه و فشار اعمالی تک‌محوره تا حداکثر ۳۵ MPa انجام شد. در این تحقیق به منظور تعیین دمای تف‌جوشی، ابتدا دمای لیکوئیدوس این

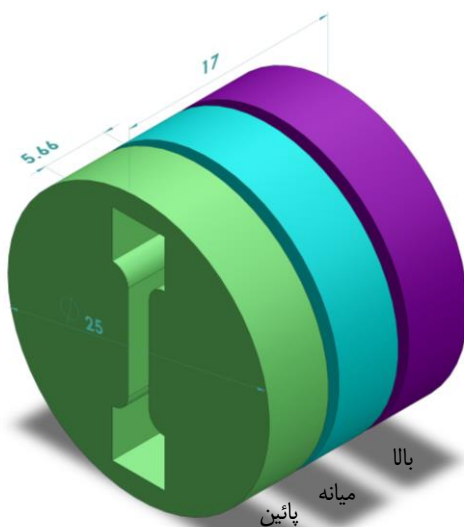


ب



الف

شکل ۲- پودر آلومینیوم: (الف) آلیاژ ۵۱۸۲ و (ب) آلیاژ ۳۰۰۴؛ که بترتیب از آسیابکاری مکانیکی به مدت زمان ۶۴ و ۸۰ ساعت حاصل شده‌اند



شکل ۳- شماتیک استخراج نمونه کششی از قرص تف‌جوشی شده

شروع فرآیند تا ۱۰ دقیقه اول تفجوشی افزایش یافته است که می‌توان آن را به تراکم مکانیکی اولیه برای پر کردن فضاهای خالی باقی‌مانده و چپش مجدد ذرات پودر نسبت داد.

بررسی چگالی و درصد تخلخل

چگالی نمونه‌های تفجوشی شده که با استفاده از اصل ارشمیدس با واحد g/cm^3 محاسبه شد در جدول ۲ آورده شده است. چگالی تجربی نمونه ۵۱۸۲، ۲/۶۱ و نمونه ۳۰۰۴، g/cm^3 ۲/۷۱ به‌دست‌آمد که نشان از بالا بودن میزان تخلخل در نمونه ۵۱۸۲ نسبت به نمونه ۳۰۰۴ است. از طرفی با توجه به نتایج مندرج در جدول ۲ مشاهده می‌شود که چگالی نسبی نمونه تفجوشی شده آلیاژ ۵۱۸۲، برابر با ۹۸/۴۹٪ چگالی تئوری می‌باشد. در اینجا چگالی تئوری این آلیاژ مطابق استاندارد UNS A95182 برابر g/cm^3 ۲/۶۵ در نظر گرفته شده است. همچنین چگالی نسبی برای نمونه ۳۰۰۴ برابر با ۹۹/۶۳٪ چگالی تئوری می‌باشد. چگالی تئوری این آلیاژ نیز مطابق استاندارد UNS A93004 برابر g/cm^3 ۲/۷۲ در نظر گرفته شده است. اختلاف بین درصد تطابق چگالی تجربی و تئوری بیانگر درصد تخلخل موجود در نمونه‌های تفجوشی شده می‌باشد.

بطور کلی با کاهش اندازه ذرات فشار موضعی و شدت جریان افزایش می‌یابد و منجر به تشکیل ناحیه گلویی مناسب‌تری در طول فرآیند تفجوشی می‌شود. از طرفی با افزایش اندازه ذرات، آرایش مجدد ذرات و تغییر شکل موضعی آن‌ها تقویت می‌شود و همچنین حرکت مکانیکی ذرات بزرگ در اثر جابجایی پانچ‌ها افزایش می‌یابد. ذرات پودر آلیاژ ۳۰۰۴ بزرگ‌تر از پودر آلیاژ ۵۱۸۲ است، ولی چون دمای تفجوشی آلیاژ ۳۰۰۴ بیشتر است بنابراین در طول فرآیند تفجوشی، تغییر شکل پلاستیکی ذرات پودر این آلیاژ بهتر اتفاق افتاده و در اثر جابجایی بیشتر، نفوذ بهتری نیز مابین ذرات رخ داده که در نهایت منجر به تشکیل ساختار متراکم‌تری می‌شود.

جهت بررسی استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی نمونه‌های تفجوشی شده، آزمون کشش در دمای محیط و با نرخ بارگذاری 0.1 mm/min ، با استفاده از دستگاه تست کشش جهانی مدل STM-250 انجام شد. نمونه‌های کشش مطابق با استاندارد ASTM E8-04 با ابعاد گیج $7 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$ برش کاری شده و آماده شدند (شکل ۴).

جهت بررسی سطح مقطع نمونه‌های تفجوشی شده از میکروسکوپ نوری Olympus مدل PMG3 استفاده شد. جزئیات عملیات پولیش و اچ در جدول ۱ آورده شده است. همچنین برای بررسی سطح مقطع شکست نمونه‌های کشش، تصاویری از سطح شکست با استفاده از دستگاه FE-SEM مدل MIRA3 FEG-SEM گرفته شد.

جدول ۱- جزئیات عملیات پولیش و اچ کاری

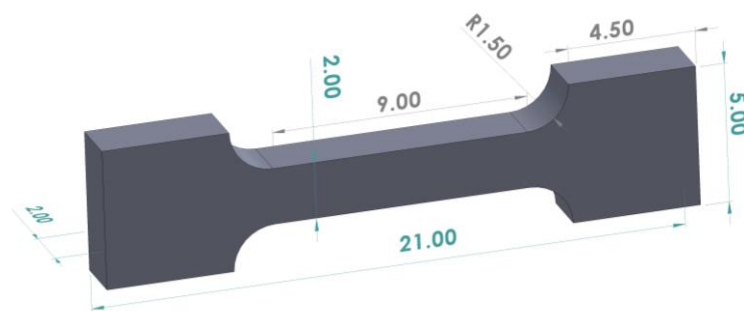
اچ	پولیش
شیمیایی با محلول کلر (۹۵ میلی‌لیتر آب مقطر، ۲/۵ میلی‌لیتر نیتریک اسید، ۱/۵ میلی‌لیتر هیدروکلریک اسید و ۱ میلی‌لیتر هیدروفلوئوریک اسید)	مکانیکی بر روی نم‌د به همراه خمیر الماسه و در ادامه با آب و صابون

میکروسختی مقاطع متالوگرافی نمونه‌های تفجوشی شده، با روش میکروسختی ویکرز با نیروی وارده ۵۰ گرم و تکرار ۴ مرتبه برای هر مورد به‌منظور محاسبه میانگین مقادیر اندازه‌گیری شد.

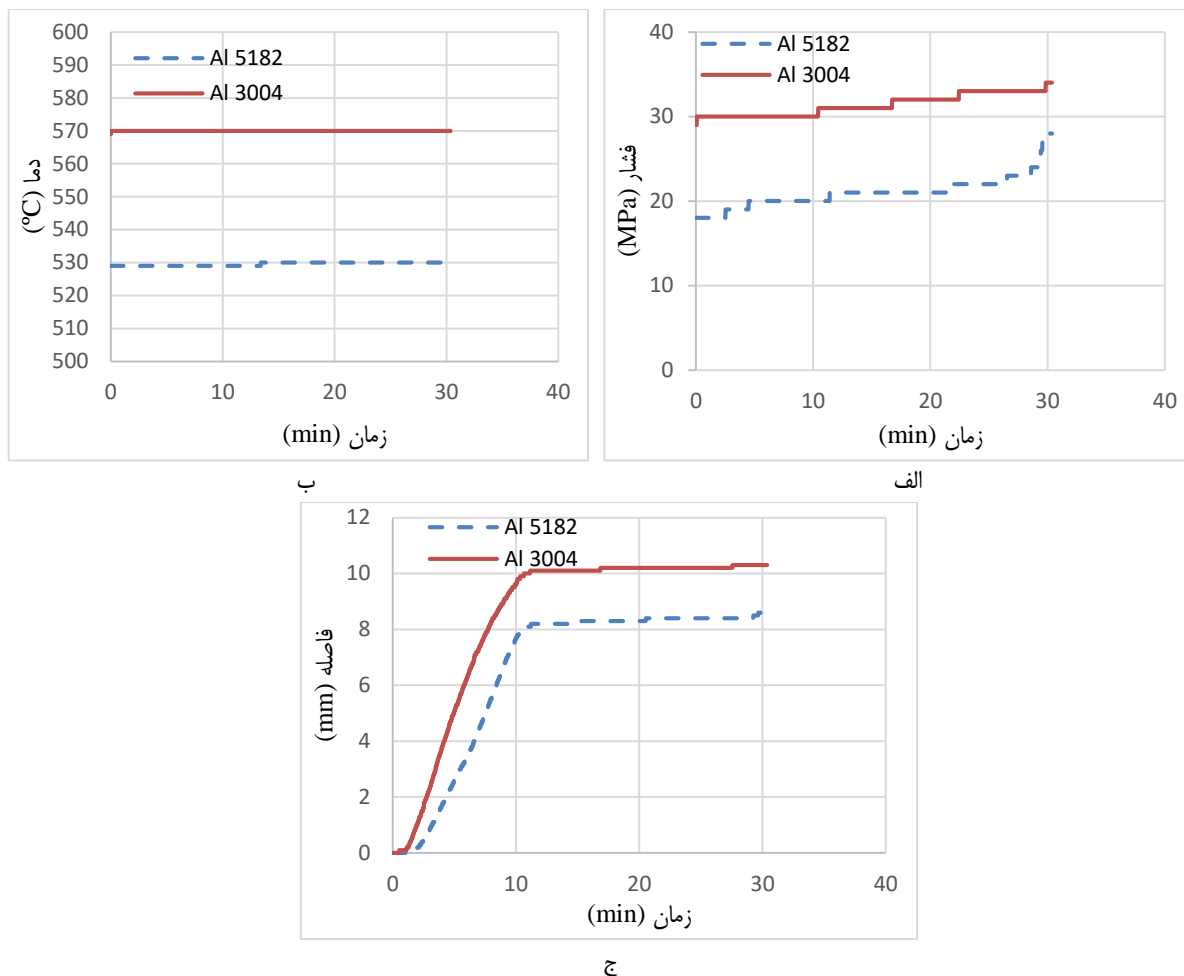
نتایج

فرآیند تفجوشی

شکل ۵ منحنی‌های (فشار، دما و جابجایی فک) - زمان پودر آلیاژ آلومینیوم ۵۱۸۲ و ۳۰۰۴ در طول فرآیند SPS را نشان می‌دهد. با توجه به منحنی‌ها، آلیاژ ۵۱۸۲ و ۳۰۰۴ به ترتیب در دمای ثابت ۵۳۰ و 570°C و تحت فشار اعمالی تک محوره حداکثر تا 35 MPa -تفجوشی شده‌اند. همچنین در هر دو نمونه، جابجایی با شیب نسبتاً تیز از



شکل ۴- ابعاد نمونه‌های آزمون کشش (به میلی‌متر)



شکل ۵- منحنی‌های فرآیند تفجوشی قوس پلازما

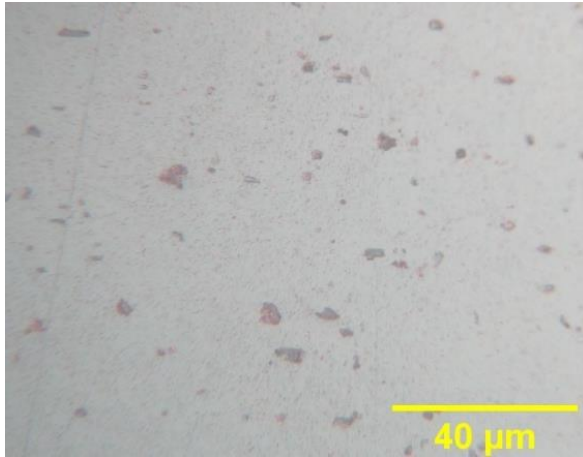
جدول ۲- چگالی نمونه‌های تفجوشی شده

نام نمونه	چگالی آب	وزن در هوا	وزن در آب	چگالی تجربی	چگالی تئوری	= درصد چگالی نسبی	درصد تخلخل (درصد چگالی نسبی - ۱۰۰)
۵۱۸۲	۰/۹۹۷	۲۳/۲۲	۱۴/۳۶	۲/۶۱	۲/۶۵	۹۸/۴۹	۱/۵۱
۳۰۰۴	۰/۹۹۷	۲۲/۰۵	۱۳/۹۴	۲/۷۱	۲/۷۲	۹۹/۶۳	۰/۳۷

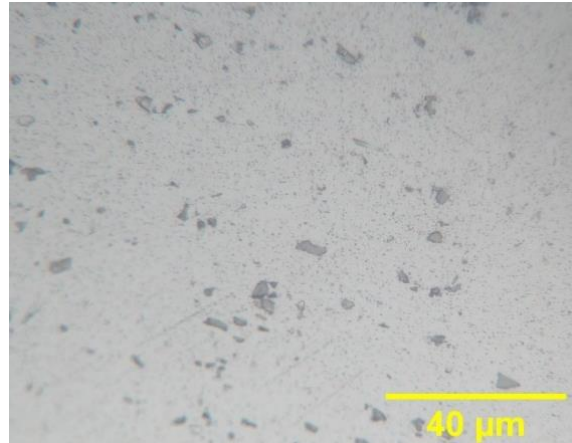
تصاویر میکروسکوپ نوری (OM) آن نشان داده شده است. با توجه به تصاویر، ترکیبات بین فلزی Mg_2Si و $Al_6(Mn, Fe)$ به ترتیب با مورفولوژی‌های چندضلعی نسبتاً منظم (معمولاً چهارضلعی) و نسبتاً کروی در آلیاژهای ۳۰۰۴ و ۵۱۸۲ قابل مشاهده هستند [۲۷]. این فازهای ناپایدار همچون ذرات شکننده در زمینه آلومینیوم پراکنده شده- اند و به عنوان مکان‌های مستعد برای جوانه‌زنی ترک عمل می‌کنند.

بررسی ریزساختار

به‌منظور آگاهی دقیق از اجزای ریزساختاری نمونه‌های تفجوشی، لازم است مواد اولیه‌ای که این قطعه تفجوشی از آن بدست آمده، مورد بررسی قرار گیرد. بدین منظور ریزساختار چپس‌های قسمت سر (Al ۵۱۸۲) و قسمت پایه (Al ۳۰۰۴) بررسی شده که در شکل ۶



ب



الف

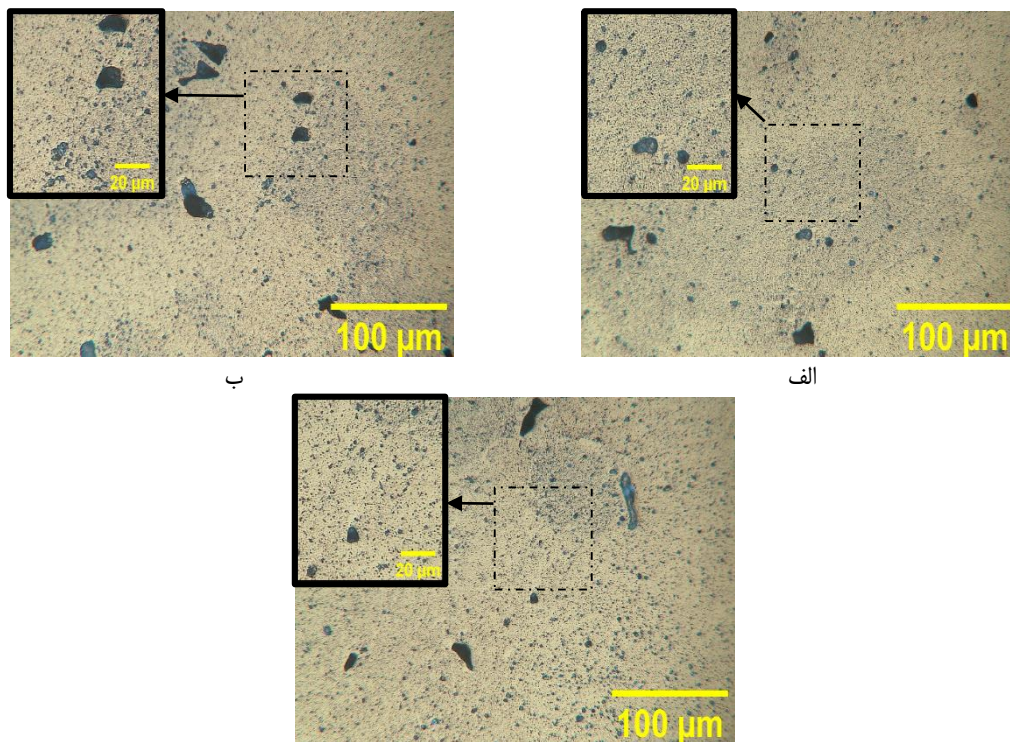
شکل ۶- تصاویر میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی $\times 500$ از سطح مقطع قوطی‌های نوشیدنی؛ (الف) آلیاژ ۵۱۸۲، و (ب) آلیاژ ۳۰۰۴

ناپایدار تکه تکه شده و به صورت ذرات نسبتاً ریزتر پراکنده دیده می‌شوند.

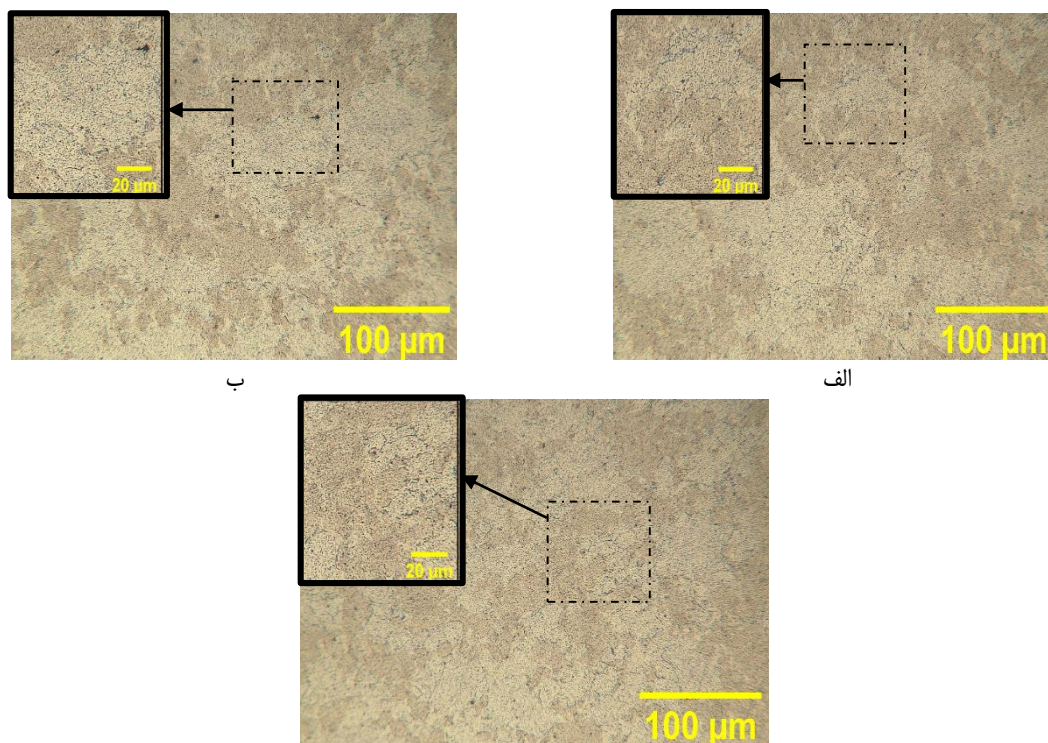
در بررسی جداگانه سه ناحیه بالا، وسط و پائین سطح مقطع نمونه‌های تفجوشی شده، اطلاعات مفیدتری به دست می‌آید. اولاً با توجه به میزان تخلخل و همچنین اندازه و توزیع ذرات فاز ناپایدار مشاهده می‌شود که گرادیان ساختاری‌ای از بالا به پائین وجود دارد. به طوری که در ناحیه پائین تخلخل کمتر و اندازه‌شان نیز کوچکتر است و فازهای ناپایدار نیز به صورت ریزتر و پراکنده‌تر نسبت به ناحیه بالای سطح مقطع توزیع شده‌اند. این گرادیان در آلیاژ ۵۱۸۲ با وضوح بیشتری نسبت به آلیاژ ۳۰۰۴ قابل مشاهده است. به همین دلیل نیز استحکام کششی ناحیه پائین در هر دو نمونه بیشتر از دو ناحیه دیگر است که در نتایج پیش‌رو بحث می‌شود.

شکل ۹ و شکل ۱۰ نیز تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از سطح مقطع شکست نمونه‌های کشش را نشان می‌دهد. از ناحیه پائینی سطح مقطع شکست می‌توان نتیجه گرفت که در حین فرآیند تفجوشی، اتصال مناسب‌تری نسبت به دو ناحیه دیگر ایجاد شده است و منجر به ایجاد ساختار متراکم‌تری در این قسمت از ناحیه شده است. همچنین حفره‌هایی در سطوح شکست مشاهده می‌شود که احتمالاً مکان‌های قرارگیری ترکیبات بین فلزی مذکور بوده‌اند که به هنگام وقوع شکست از محل خود کنده شده‌اند. همانطور که قبلاً اشاره شده بود، این ترکیبات بین فلزی مکان‌های جوانه‌زنی و گسترش ترک می‌توانند در نظر گرفته شوند که در نتیجه‌ی به هم پیوستن این ترک‌ها شکست اتفاق می‌افتد.

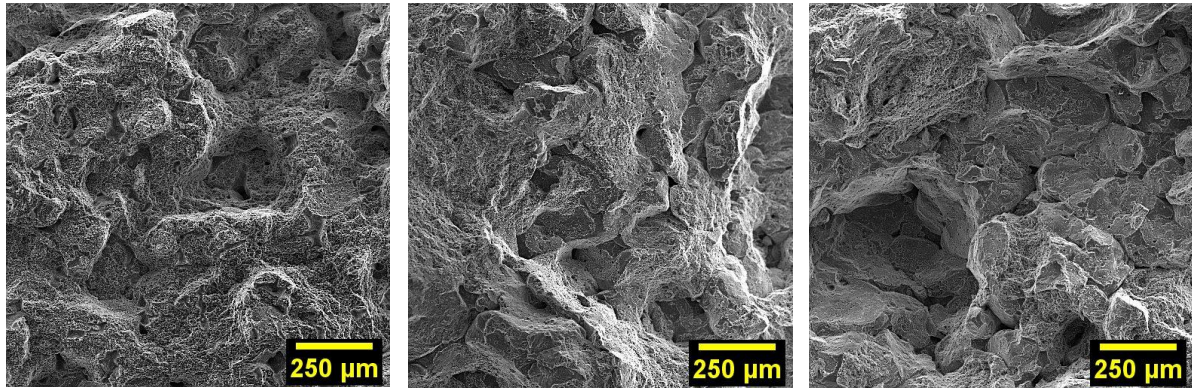
در پودر تهیه شده از این چپس‌ها این فازهای ناپایدار در موفولوژی پودر چندان قابل مشاهده نمی‌باشند، که نتایج این بررسی در [۲۶] آورده شده است. اما در واقع این فازهای ناپایدار باید در جایی پنهان شده باشند که به منظور ردیابی این فازهای ناپایدار آزاده و همکاران در [۲۸] سطح مقطع پودر را مورد مطالعات متالوگرافی قرار دادند و در آنجا به وضوح نشان داده شده است که فازهای ناپایدار $Al_6(Mn, Fe)$ و Mg_2Si چگونه در سطح مقطع پودر و به عبارتی دیگر در داخل ذرات پودری سکنی گزیده‌اند. حال با دانستن موقعیت این فازها که بیشتر در داخل ذرات پودر و به تعداد کمی در سطح پودر قرار گرفته‌اند و از طرفی با آگاهی از اینکه این فازها، ناپایدار هستند و با دما و فشار موفولوژی‌شان تغییر می‌کند [۳]، می‌توان با بررسی آن‌ها در ریزساختار و احتمالاً در موفولوژی شکست، به جزئیات اتفاقات تفجوشی و مکانیزم شکست پی برد. تصاویر میکروسکوپ نوری ریزساختار سطح مقطع نمونه‌های تفجوشی شده از سه ناحیه بالا، وسط و پائین در شکل ۷ و شکل ۸ نشان داده شده است. ترکیبات بین فلزی Mg_2Si و $Al_6(Mn, Fe)$ به ترتیب به شکل چند ضلعی و کروی قابل مشاهده هستند. ترکیبات بین فلزی موجود در آلیاژ ۵۱۸۲ تفجوشی شده بزرگتر بوده و با وضوح بیشتری دیده می‌شوند و بنابراین به سادگی قابل تشخیص هستند. در حالی که در آلیاژ ۳۰۰۴ تفجوشی شده این فازهای ناپایدار به مراتب کوچک‌تر دیده می‌شوند. در واقع این اتفاق به دلیل آن است که آلیاژ ۳۰۰۴ اولاً به دلیل دمای تفجوشی نسبتاً بالایش و از طرفی با توجه به تخلخل کم و گردنه‌های بهتر تشکیل شده در مرز پودرها از قابلیت تفجوشی بهتری برخوردار بوده و این عوامل موجب شده است که فازهای ناپایدار موفولوژی‌شان تغییر پیدا کند. به گونه‌ای که فازهای



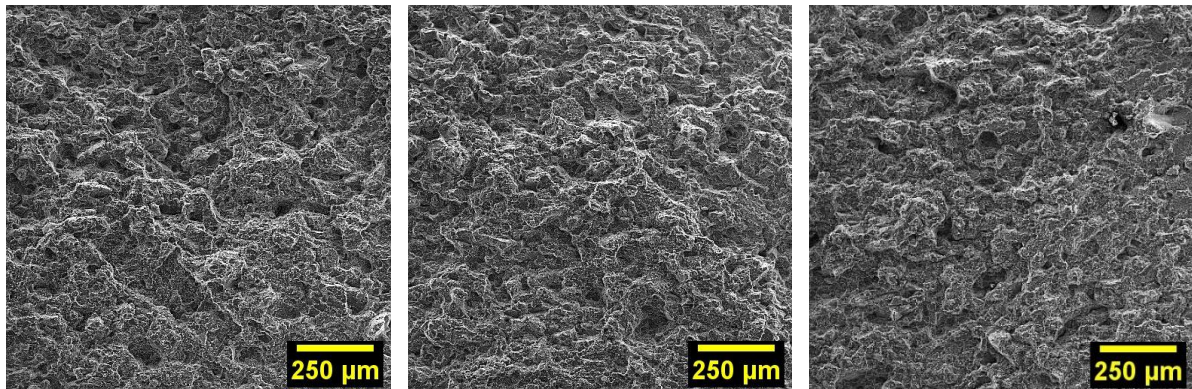
شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه ۵۱۸۲ با بزرگنمایی $50\times$: (الف) مقطع بالا، (ب) مقطع وسط، و (ج) مقطع پایین



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه ۳۰۴ با بزرگنمایی $50\times$: (الف) مقطع بالا، (ب) مقطع وسط، و (ج) مقطع پایین



شکل ۹- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست نمونه‌های کشش حاصل از نمونه ۵۱۸۲ با بزرگنمایی $100\times$: (الف) ناحیه بالا، (ب) ناحیه وسط، و (ج) ناحیه پائین



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست نمونه‌های کشش حاصل از نمونه ۳۰۰۴ با بزرگنمایی $100\times$: (الف) ناحیه بالا، (ب) ناحیه وسط، و (ج) ناحیه پائین

در همان مکان‌های اولیه خود باقی می‌مانند. مشابه این نتیجه در تحقیقات آزاده و همکاران [۳۰] در رابطه با آلیاژ برنجی به‌دست آمده است.

در شکل ۱۱ تشکیل فاز مایع فراجامد، رانده شدن آن به سمت پائین قطعه و رشد دانه به‌طور شماتیک آورده شده است. این مشاهدات در مورد آلیاژ ۵۱۸۲ به‌مراتب واضح‌تر و ساده‌تر از آلیاژ ۳۰۰۴ قابل تشخیص است. در واقع با توجه به اینکه دمای تفجوشی آلیاژ ۵۱۸۲ ما بین محدوده دمای سالیدوس و لیکوئیدوس این آلیاژ است، پس تفجوشی آن از نوع فراجامد خواهد بود. می‌توان مقدار فاز مذاب تشکیل شده را با استفاده از محاسبات تغییرات آنتالپی به‌طور تقریبی تعیین کرد. برای این منظور مجموع تغییرات آنتالپی ناشی از تغییر دما از دمای محیط با دمای تفجوشی (ΔH_{Temp})، با تغییرات آنتالپی ناشی از اعمال فشار در فرآیند تفجوشی قوس پلاسمای ($\Delta H_{Pressure}$) همان تغییرات آنتالپی فرآیند ($\Delta H_{Process}$) است. در صورتی که تغییرات آنتالپی از دمای محیط تا دمای سالیدوس ($\Delta H_{Solidos}$) و اختلاف آنتالپی کل با آن محاسبه شود، با یک فرض ساده شونده می‌توان در نظر گرفت که این اختلاف

با توجه به مورفولوژی سه ناحیه‌ی بالا، وسط و پائین سطح مقطع شکست می‌توان چنین متصور شد که اولاً تفجوشی فراجامد در هر دو نمونه اتفاق افتاده است. در این تفجوشی که دمای تفجوشی در محدوده دمای بین سالیدوس و لیکوئیدوس قرار می‌گیرد، فاز مایع در داخل دانه، مرز دانه و فصل مشترک پودرها تشکیل می‌شود که این موجب تکه تکه شدن دانه‌های تشکیل دهنده هر کدام از ذرات پودری می‌شود. سپس تغییر در آرایش دانه‌های موجود در هر ذره پودری رخ داده، رشد دانه اتفاق افتاده و حفره‌ها حذف می‌شوند. جزئیات این فرایند در [۲۹] قابل مشاهده است. در ادامه قابل پیش بینی است که در نتیجه‌ی اعمال فشار فاز مایع تشکیل شده به سمت پائین قطعه رانده شود. به همین دلیل است که در مورفولوژی شکست ناحیه پائین سطح مقطع شکست ماده متراکم به‌نظر می‌رسد. به‌عبارتی دانه‌ها در اینجا به‌طور نسبتاً قابل توجهی با فاز مایع احاطه شده‌اند. در ضمن باید یادآور شد که اگر در حین تفجوشی فاز مایع فراجامد فشار به نمونه‌ی پودری اعمال شود، آزادی حرکت دانه‌های تکه تکه شده محدودتر می‌شود. به‌عبارتی تغییر آرایش قرارگیری دانه‌ها تقریباً صورت نمی‌گیرد و دانه‌ها

$$\Delta H_{\text{Pressure}} = \int_1^{350} nVm(1 - \alpha T)dP = (0.01)(1 - 7.05 \times 10^{-5} \times 843) [350 \times 10^5 - 10^5] = 3.5 \text{ lit. atm} = 350 \text{ J}$$

$$\Delta H_{\text{Solidos}} = \int_{298}^{783} nCpdT = 20.67(783-298) + 6.19 \times 10^{-3}(783^2 - 298^2) = 13269 \text{ J}$$

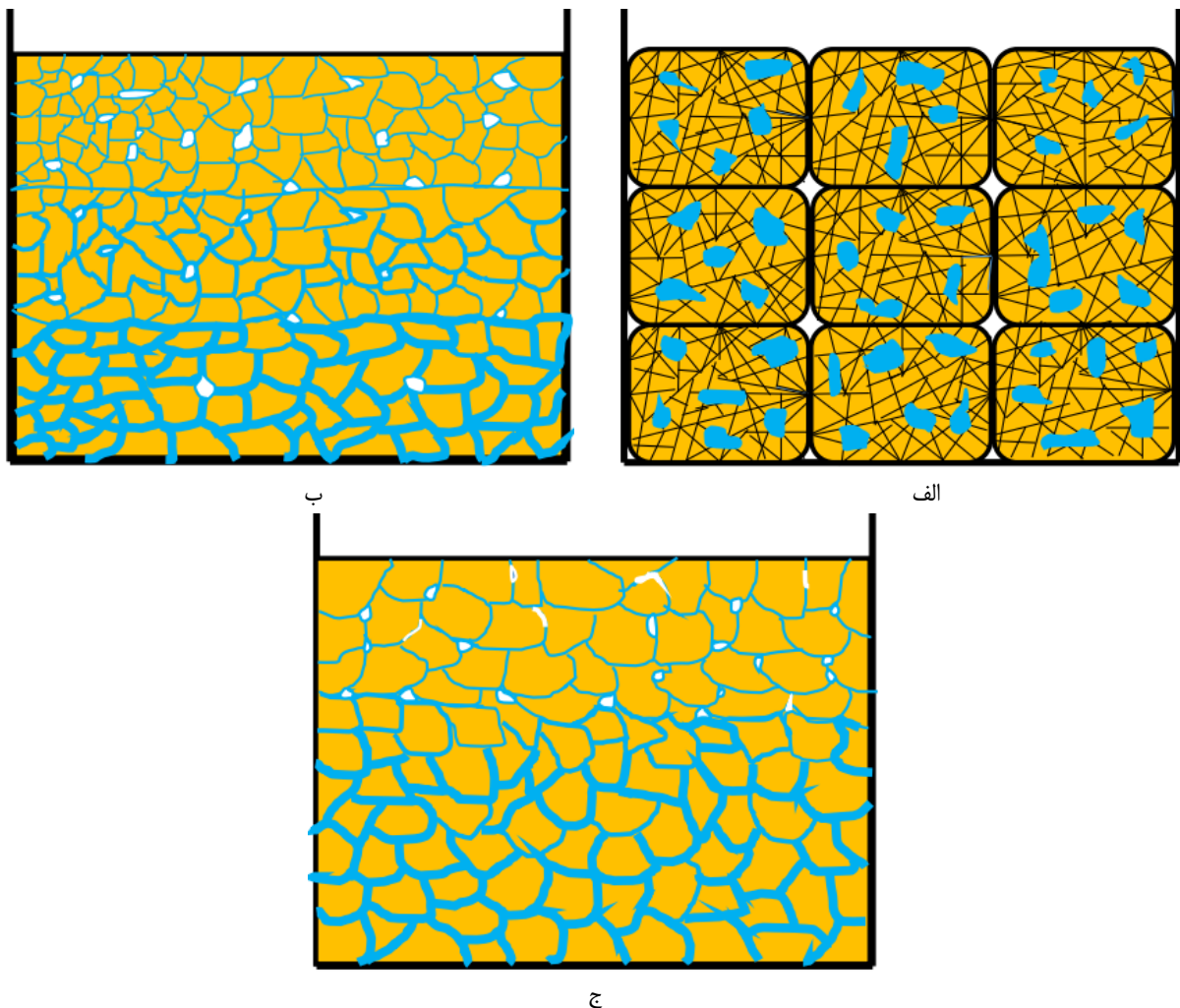
$$\Delta H_{\text{Process}} = 13879 + 350 = 14229 \text{ J}$$

$$\text{Liquid phase} = \frac{\Delta H_{\text{total}} - \Delta H_{\text{Solidos}}}{L_f} = \frac{14229 - 13269}{10700} = 0.08 \%$$

آنتالپی ($\Delta H_{\text{Process}} - \Delta H_{\text{Solidos}}$) صرف ذوب شدن آلیاژ می‌شود. اگر این اختلاف آنتالپی به گرمای نهان ذوب (L_f) تقسیم شود مقدار ماده ذوب شده محاسبه می‌شود. لازم به اشاره است که تغییرات آنتالپی مطابق مفاهیم و روابط ترمودینامیکی [۳۱] در نظر گرفته شده است. البته لازم به اشاره است که مقدار ماده در شرایط تجربی کمتر از مقدار محاسبه شده خواهد بود. چون در فاصله دمایی سالیدوس با لیکوئیدوس هم جامد و هم مایع وجود دارد. محاسبات فوق در روابط زیر آورده شده است:

$$\Delta H_{\text{Process}} = \Delta H_{\text{Temp}} + \Delta H_{\text{Pressure}}$$

$$\Delta H_{\text{Temp}} = \int_{298}^{803} nCpdT = [20.67 T + 6.19 \times 10^{-3} T^2]_{298}^{803} = 20.67(803-298) + 6.19 \times 10^{-3}(803^2 - 298^2) = 13879 \text{ J}$$



شکل ۱۱- شماتیک بازآرایی ذرات پودر در طول تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای: (الف) ذرات پودر، (ب) تشکیل فاز مایع فراجامد، (ج) رشد دانه

اشاره کرد. در برخی منابع به تغییر موفولوژی و توزیع این فازهای ناپایدار اشاره شده است [۴،۳]. در اینجا نیز فاز ناپایدار غالب موجود در آلیاژ ۳۰۰۴ از نوع $Al_6(Mn, Fe)$ است که مطابق [۳۳] سختی در حدود ۵۰۱ ویکرز دارد، که می‌توان علت دستیابی به چنین مقدار سختی را مرتبط به حضور آن فاز، نحوه توزیع و اندازه ذرات توزیع شده دانست. در تحقیق حاضر شرایط به گونه‌ای بوده که این ذرات با اندازه ریز و بطور یکنواختی در زمینه توزیع شده است که با دقت در تصاویر میکروسکوپ نوری این نمونه‌ها (شکل ۸) می‌توان آن را مشاهده کرد. شکل ۱۲ منحنی‌های تنش مهندسی- کرنش مهندسی نمونه‌های کنش حاصل از قطعات تفجوشی شده آلیاژ ۵۱۸۲ و ۳۰۰۴ را نشان می‌دهد. سختی بالای فازهای ناپایدار موجود در زمینه این آلیاژها منجر به افزایش سختی نمونه‌های تفجوشی شده، شده است و احتمال می‌رود داکتیلیته آن‌ها کاهش یافته و به همین دلیل در تمامی نمونه‌ها شکست از نوع ترد است. میانگین استحکام کششی برای دو نمونه ۵۱۸۲ و ۳۰۰۴ به ترتیب 194 ± 7 و 17 ± 243 MPa به دست آمد که نشان می‌دهد استحکام کششی نمونه ۳۰۰۴ بیشتر از نمونه ۵۱۸۲ است. همچنین با توجه به استحکام کششی نمونه‌های اولیه که طبق استاندارد UNS A95182 و UNS A93004 برای آلیاژ ۵۱۸۲ و ۳۰۰۴ به ترتیب ۲۷۵ و ۲۱۵ MPa گزارش شده است مشاهده می‌شود که استحکام کششی نمونه ۳۰۰۴ در مقایسه با نمونه اولیه افزایش یافته و استحکام کششی نمونه ۵۱۸۲ نسبت به نمونه اولیه کاهش یافته است.

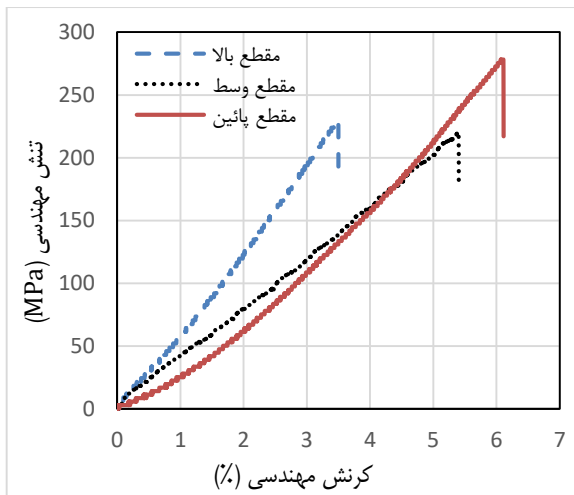
می‌توان نتیجه گرفت که حدود ۸ درصد فاز مایع در نمونه بالک آلیاژ ۵۱۸۲ تشکیل می‌شود. ولی در مورد آلیاژ ۳۰۰۴، چون دمای تفجوشی آن ما بین محدوده دمای سالیدوس و لیکوئیدوس این آلیاژ نیست، این اتفاق به طور کامل رخ نداده است و می‌توان گفت فاز مایع در آستانه تشکیل شدن است. همچنین با توجه به شماتیک رسم شده می‌توان مشاهده کرد که ذرات پودر تمایل به تکه تکه شدن دارند ولی به دلیل فشار اعمالی به منظور فشرده‌سازی پودرها در طول فرآیند تفجوشی، از تکه تکه شدن ذرات جلوگیری شده و متراکم می‌شوند. از طرفی به دلیل اعمال فشار بیشتر از فک بالایی دستگاه، فاز مایع تشکیل شده بیشتر به قسمت پایینی نمونه منتقل می‌شود. این امر نیز در کنار مابقی عوامل منجر به بهبود خواص مکانیکی و فیزیکی قسمت پایینی نمونه نسبت به سایر قسمت‌ها می‌شود.

بررسی خواص مکانیکی

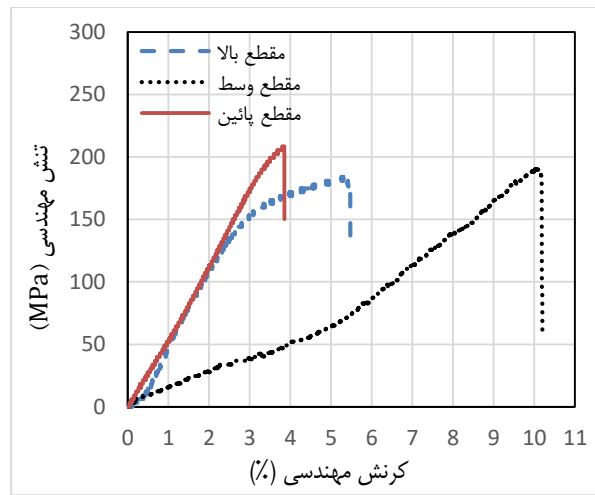
محاسبه سختی از مقاطع متالوگرافی نمونه‌های تفجوشی شده با فرآیند سختی سنجی ویکرز با نیروی اعمالی ۵۰ گرم انجام گرفت و نتایج به دست آمده در جدول ۳ قابل مشاهده است. میانگین سختی برای نمونه ۵۱۸۲ و ۳۰۰۴ به ترتیب 109 ± 11 و 231 ± 8 HV به دست آمد که نشان می‌دهد سختی نمونه ۳۰۰۴ به مراتب بیشتر از نمونه ۵۱۸۲ است. به همین دلیل سختی نمونه‌های تفجوشی شده در مقایسه با سختی نمونه‌های اولیه که با توجه به استانداردهای UNS A95182 و UNS A93004 برای آلیاژ ۵۱۸۲ و ۳۰۰۴ به ترتیب ۸۴ و ۹۵ HV گزارش شده است افزایش یافته است. در پی پاسخی به سختی بالا می‌توان به چینی و اندازه ذرات فاز ناپایدار موجود در این آلیاژها

جدول ۳- نتایج تست سختی سنجی نمونه‌های تفجوشی شده

نام نمونه	نیروی اعمالی (گرم)	سختی (HV)
۵۱۸۲-مقطع بالا	۵۰	۱۱۲
۵۱۸۲-مقطع وسط	۵۰	۸۸
۵۱۸۲-مقطع پائین	۵۰	۱۲۷
۳۰۰۴-مقطع بالا	۵۰	۲۳۲
۳۰۰۴-مقطع وسط	۵۰	۲۱۵
۳۰۰۴-مقطع پائین	۵۰	۲۴۵



ب



الف

شکل ۱۲- نمودار تنش مهندسی - کرنش مهندسی نمونه‌های کشش: (الف) آلیاژ ۵۱۸۲، (ب) آلیاژ ۳۰۰۴

ملاحظات اخلاقی پیروی از اصول اخلاق پژوهش

همکاری مشارکت‌کنندگان در تحقیق حاضر به صورت داوطلبانه و با رضایت آنان بوده است.

حامی مالی

هزینه تحقیق حاضر توسط نویسندگان مقاله تامین شده است.

مشارکت نویسندگان

طراحی و ایده پردازی: مازیار آزادبه؛

انجام آزمایش‌ها: هادی رضازاده؛

تحلیل داده‌ها و نتایج: هادی رضازاده، مازیار آزادبه؛

نگارش اولیه: هادی رضازاده؛

نظارت و نگارش نهایی: مازیار آزادبه.

تعارض منافع

بنابر اظهار نویسندگان، مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده است.

نتیجه گیری

در تحقیق حاضر، تولید قطعات بالک آلومینیوم از طریق تفجوشی پلاسما جرقه‌ای پودر آلومینیوم آلیاژ ۵۱۸۲ و آلیاژ ۳۰۰۴ با موفقیت انجام گرفت. نتایج به‌دست‌آمده از بررسی محصولات حاصل از آن نشان داد که:

۱. چگالی نمونه تفجوشی شده‌ی آلیاژ ۵۱۸۲ کمتر از چگالی نمونه تفجوشی شده‌ی آلیاژ ۳۰۰۴ است که به ترتیب $2/61$ و $2/71 \text{ g/cm}^3$ به‌دست‌آمد. همچنین چگالی نسبی نمونه ۵۱۸۲ برابر با $98/49\%$ می‌باشد و برای نمونه ۳۰۰۴ برابر با $99/63\%$ می‌باشد.

۲. با مقایسه میزان تخلخل و سیمای ظاهری گرده‌های تشکیل شده می‌توان به این نتیجه رسید که آلیاژ ۳۰۰۴ از قابلیت تفجوشی بهتری نسبت به آلیاژ ۵۱۸۲ برخوردار است، ضمناً فازهای ناپایدار موجود در آلیاژ ۳۰۰۴ در طول فرایند تفجوشی تکه تکه شده و به مراتب کوچک‌تر از فازهای ناپایدار موجود در آلیاژ ۵۱۸۲ دیده می‌شوند.

۳. میانگین سختی برای سه نمونه از هر کدام از آلیاژهای ۵۱۸۲ و ۳۰۰۴ به ترتیب، 109 ± 11 و $231 \pm 8 \text{ HV}$ و میانگین استحکام کششی به ترتیب 194 ± 7 و $243 \pm 17 \text{ MPa}$ به‌دست‌آمد که نشان می‌دهد سختی و استحکام کششی نمونه ۳۰۰۴ بیشتر از نمونه ۵۱۸۲ است.

۴. به‌دلیل وقوع تفجوشی فاز مایع فراجامد در حین ساخت، مقداری فاز مذاب در نمونه‌های بالک تشکیل می‌شود، که این مورد در آلیاژ ۵۱۸۲ به‌دلیل فرارگیری دمای تفجوشی آن مابین محدوده دمایی سالیدوس و لیکوئیدوس، با وضوح بیشتری قابل مشاهده است.

۵. در اثر اعمال فشار به‌منظور متراکم کردن ذرات پودر، از تکه تکه شدن ذرات جلوگیری شده و منجر به انتقال فاز مذاب تشکیل شده به قسمت پائینی نمونه می‌شود و موجب پیدایش ساختار گرادایانی می‌شود. ۶. گرادایان ساختاری در هر دو سری آلیاژی بویژه با مورفولوژی‌های شکست قابل تشخیص است. در واقع در ناحیه پائینی سطح مقطع شکست، اتصال بهتر بین ذرات ایجاد شده و ساختار متراکم‌تر می‌باشد.

References

- [1] K.A. AlSaffar, and L.M. Bdeir, "Recycling of aluminum beverage cans." *Journal of Engineering and Sustainable Development*, vol. 12(3), pp. 157-163, 2008. ISSN 1813-7822
- [2] M.E. Schlesinger, "Aluminum recycling." CRC press; 2006. <https://doi.org/10.1201/9781420006247>
- [3] K. Liu, and X.G. Chen, "Development of Al–Mn–Mg 3004 alloy for applications at elevated temperature via dispersoid strengthening." *Materials & Design*, vol. 84, pp. 340-350, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.140>
- [4] N. Jamaly, N. Haghdadi, and A.B. Phillion, "Microstructure, macrosegregation, and thermal analysis of direct chill cast AA5182 aluminum alloy." *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 24, pp. 2067-2073, 2015. <https://doi.org/10.1007/s11665-015-1480-7>
- [5] A. von Hehl, P. Krug, "Aluminum and aluminum alloys." *Structural materials and processes in transportation*, pp. 49-112, 2013. DOI:10.1002/9783527649846
- [6] J.R. Groza, "Nanocrystalline powder consolidation methods." *In Nanostructured Materials*, William Andrew Publishing, pp. 173-233, 2007. <https://doi.org/10.1016/B978-081551534-0.50007-5>
- [7] H. He, C. Ma, B. Song, R. Zhao, P. Zhao, H. Wang, D. Han, H. Lu, H. Xu, R. Zhang, and L. An, "A novel sintering method of Al₂O₃/SiCw ceramic composites with improved wear resistance: Oscillatory pressure-assisted sinter forging." *Ceramics International*, vol. 49(21), pp. 34223-34231, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.08.136>
- [8] C. Muñoz-Rodríguez, L. Feng, E.M. Palmero, T. Mix, J. Rial, F. Olsson, B. Skårman, H. Vidarsson, P.O. Larsson, T.G. Woodcock, and A. Bollero, "Fabrication of bulk τ MnAl–C magnets by hot-pressing from ϵ -phase gas-atomized and milled powder." *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 847, pp. 156361, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156361>
- [9] D. You, Y. Wang, C. Yang, and F. Li, "Comparative analysis of the hot-isostatic-pressing densification behavior of atomized and milled Ti6Al4V powders." *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9(3), pp. 3091-3108, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.01.055>
- [10] S.B. Alemán-Córdova, L. Ceja-Cárdenas, J.C. Méndez-García, and S. Diaz-de La Torre, "Densification of silicon nitride powder by spark plasma extrusion." *Ceramics International*, vol. 47(6), pp. 7966-7973, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.11.147>
- [11] B. Matović, J. Maletaškić, T. Prikhna, V. Urbanovich, V. Girman, M. Lisnichuk, B. Todorović, K. Yoshida, and I. Cvijović-Alagić, "Characterization of B₄C–SiC ceramic composites prepared by ultra-high pressure sintering." *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 41(9), pp. 4755-4760, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2021.03.047>
- [12] J. Noh, Q. Bai, R. Shen, and D. Kim, "Laser-induced shock wave sintering of silver nanoparticles on flexible substrates." *Applied Surface Science*, vol. 546, pp. 149097, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2021.149097>
- [13] W. Huang, H. Qiu, Y. Zhang, F. Zhang, L. Gao, M. Omran, and G. Chen, "Microstructure and phase transformation behavior of Al₂O₃–ZrO₂ under microwave sintering." *Ceramics International*, vol. 49(3), pp. 4855-4862, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.09.376>
- [14] A. Montón, F. Maury, G. Chevallier, C. Estournès, M. Ferrato, and D. Grossin,

- “Densification of surface-modified silicon carbide powder by spark-plasma-sintering.” *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 41(15), pp. 7543-7551, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2021.07.036>
- [15] M. Tokita, “Progress of spark plasma sintering (SPS) method, systems, ceramics applications and industrialization.” *Ceramics*, vol. 4(2), pp. 160-198, 2021. <https://doi.org/10.3390/ceramics4020014>
- [16] B. Singarapu, D. Galusek, A. Durán, and M.J. Pascual, “Glass-ceramics processed by spark plasma sintering (SPS) for optical applications.” *Applied Sciences*, vol. 10(8), pp. 2791, 2020. <https://doi.org/10.3390/app10082791>
- [17] P. Cavaliere, B. Sadeghi, and A. Shabani, “Spark plasma sintering: process fundamentals.” *Spark plasma sintering of materials: advances in processing and applications*, pp. 3-20, 2019. https://doi.org/10.1007/978-3-030-05327-7_1
- [18] M. Asadikiya, C. Zhang, C. Rudolf, B. Boesl, A. Agarwal, and Y. Zhong, “The effect of sintering parameters on spark plasma sintering of B₄C.” *Ceramics International*, vol. 43(14), pp. 11182-11188, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.05.167>
- [19] P. Barick, D. Chakravarty, B.P. Saha, R. Mitra, and S.V. Joshi, “Effect of pressure and temperature on densification, microstructure and mechanical properties of spark plasma sintered silicon carbide processed with β -silicon carbide nanopowder and sintering additives.” *Ceramics International*, vol. 42(3), pp. 3836-3848, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.11.048>
- [20] D.M. Hulbert, A. Anders, D.V. Dudina, J. Andersson, D. Jiang, C. Unuvar, U. Anselmi-Tamburini, E.J. Lavernia, and A.K. Mukherjee, “The absence of plasma in “spark plasma sintering.” *Journal of Applied Physics*, vol. 104(3), 2008. <https://doi.org/10.1063/1.2963701>
- [21] J.P. Kelly, and O.A. Graeve, “Spark plasma sintering as an approach to manufacture bulk materials: feasibility and cost savings.” *Jom*, vol. 67, pp. 29-33, 2015. <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1202-x>
- [22] C.E. Wen, M. Mabuchi, Y. Yamada, K. Shimojima, Y. Chino, H. Hosokawa, and T. Asahina, “Processing of fine-grained aluminum foam by spark plasma sintering.” *Journal of materials science letters*, vol. 22, pp. 1407-1409, 2003. DOI:10.1023/A:1025751128104
- [23] J.S. Kim, H.S. Choi, D.V. Dudina, J.K. Lee, and Y.S. Kwon, “Spark plasma sintering of nanoscale (Ni+ Al) powder mixture.” *Solid State Phenomena*, vol. 119, pp. 35-38, 2007. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.119.35>
- [24] Z.F. Liu, Z.H. Zhang, J.F. Lu, A.V. Korznikov, E. Korznikova, and F.C. Wang, “Effect of sintering temperature on microstructures and mechanical properties of spark plasma sintered nanocrystalline aluminum.” *Materials & Design*, vol. 64, pp. 625-630, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.08.030>
- [25] L. Cao, W. Zeng, Y. Xie, J. Liang, and D. Zhang, “Effect of powder oxidation on interparticle boundaries and mechanical properties of bulk Al prepared by spark plasma sintering of Al powder.” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 742, pp. 305-308, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.024>
- [۲۶] ه. رضازاده، م. آزادبه، "تولید پودر نانوکریستالی آلومینیوم از ضایعات آلیاژ آلومینیوم به روش بازیافت حالت جامد" فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین، دوره ۱۴، شماره ۵۱، اردیبهشت ۱۴۰۲، صفحه ۱-۱۶
Doi 10.30495/jnm.2023.32501.2015
- [27] C. Carrasco, G. Inzunza, C. Camurri, C. Rodríguez, L. Radovic, F. Soldera, and S. Suarez, “Optimization of mechanical properties

of Al-metal matrix composite produced by direct fusion of beverage cans.” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 617, pp. 146-155, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.08.057>

[28] N. Malekpoor, and M. Azadbeh, “Mechanical Milling of Aluminum Chips, 3000 and 5000 series.” *Metallurgical Engineering*, vol. 20(4), pp. 270-282, 2017. DOI: 10.22076/ME.2018.49941.1099

[۲۹] م. آزادبه، ع. صباحی نمین، ا. محمدرزاده، ح. شفیعی، " بررسی تاثیر تفجوشی در فاز مایع بر چگالش و ریزساختار آلیاژ Cu-xZn " فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین، دوره ۴، شماره ۱۲، مرداد ۱۳۹۲، صفحه ۳۷-۵۰.

[30] M. Mousapour, M. Azadbeh, and H. Danninger, “Effect of compacting pressure on

shape retention during supersolidus liquid phase sintering of Cu base alloys.” *Powder Metallurgy*, vol. 60(5), pp. 393-403, 2017. <https://doi.org/10.1080/00325899.2017.1357781>

[31] D.R. Gaskell, “Introduction to the Thermodynamics of Materials.” *MRS BULLETIN*, pp. 975, 2004. <https://doi.org/10.1557/mrs2004.272>

[32][https://www.google.com/search?client=firefox-bd&sca_esv=3cf5305f7235dc23&sxsrf=ADLYWIIAtPRqshE6MdjbyJw4Vgy-6IWlMA:1715971521915&q=hardness+of+\(Fe,+Mn\)Al+6&spell=1&sa=X&ved=2ahUKEwiwkYiIrJWGAXWngf0HHT6cDyWQBSgAegQIChAB&biw=1366&bih=607&dpr=1](https://www.google.com/search?client=firefox-bd&sca_esv=3cf5305f7235dc23&sxsrf=ADLYWIIAtPRqshE6MdjbyJw4Vgy-6IWlMA:1715971521915&q=hardness+of+(Fe,+Mn)Al+6&spell=1&sa=X&ved=2ahUKEwiwkYiIrJWGAXWngf0HHT6cDyWQBSgAegQIChAB&biw=1366&bih=607&dpr=1)