

# تاثیر پارامترهای مختلف بر خواص متالورژیکی و مکانیکی آلیاژ آلومینیوم A356 شکل داده شده با آهنگری نیمه جامد

البرز کاظمی<sup>۱</sup>، سلمان نوروزی<sup>۲</sup> و عبدالحمید گرجی<sup>۳</sup>

دانشکده مهندسی مکانیک

دانشگاه صنعتی بابل

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۳/۱۰/۱۰؛ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۶/۱)

## چکیده

آهنگری نیمه جامد از فرآیندهای نوین شکل دهی فلزات است که برای تولید قطعات در حالت نیمه جامد به کار می رود که در سال های اخیر توسعه گسترده ای پیدا کرده است. این فرآیند شامل آهنگری شمش با ساختار غیردندریتی در محدوده دمایی دوفازی مذاب و جامد است. هدف از این پژوهش بررسی تاثیر ریزساختار اولیه، سرعت رام پرس هیدرولیکی و عملیات حرارتی بر خواص متالورژیکی و مکانیکی آلیاژ آلومینیوم شکل داده شده با فرآیند آهنگری نیمه جامد است. مطالعه ریزساختاری به کمک میکروسکوب نوری، الکترونی روبشی و نرم افزار آنالیز تصاویر صورت گرفت. نتایج به دست آمده نشان می دهد که با افزایش سرعت رام پرس از ۱ به ۵ میلی متر بر ثانیه منجر به کاهش اندازه دانه از مقدار ۸۵ به ۷۳ میکرومتر شده است که در این حالت استحکام فشاری نهایی معادل ۴۳۳ مگاپاسکال اندازه گیری شد. همچنین، مشخص شد که با انجام عملیات حرارتی T6 به عنوان مرحله پایانی سبب کروی شدن سیلیسیوم یوتکتیک و پدیدار شدن ذرات سخت  $Mg_2Si$  در فاز زمینه شد که این امر موجب افزایش استحکام فشاری نهایی از ۴۳۳ به ۵۲۲ مگاپاسکال و عدد سختی از ۷۹ به ۸۸ ویکرز شده است.

**واژه های کلیدی:** آهنگری نیمه جامد، آلیاژ آلومینیوم A356، گرمایش مجدد، سرعت رام پرس، عملیات حرارتی

## Influence of Different Parameters on Metallurgical and Mechanical Properties of Aluminum Alloy A356 Formed by Thixoforging Process

A. Kazemi, S. Nourouzi and A.H. Gorji

Mechanical Engineering Department

Babol University of Technology

(Received:31/December/2014; Accepted:23/August/2015)

### ABSTRACT

Thixoforging is known as a modern process for the production of parts in semi-solid state that has been developed in recent years. Thixoforging involves forging of nondendritic structure ingots in the temperature range of liquid and solid phases. The purpose of this study was to investigate the effect of primary microstructure, Hydraulic Ram speed and heat treatment on metallurgical and mechanical properties of parte in thixoforging process. Microstructural study has been investigated by using optical microscopy, scanning electron and image analysis software. Results show that the increase of forming speed from 1 to 5 mm/s cause the decrease of grain size from 85 to 73 micrometer in which case the final compressive strength equal 433 MPa were measured. Also, accomplishment of T6 heat treatment causes formation of globular Si eutectic phase and precipitation of  $Mg_2Si$  hard particles in matrix phase that lead to increasing the compressive strength from 433 to 522MPa and hardness increase from 79 to 88 HV.

**Keywords:** Thixoforging Process, A356 Aluminum Alloy, Reheating Temperature, Ram Speed of Press, T6 Heat Treatment

۱- کارشناسی ارشد: alborz.kazemi@yahoo.com

۲- دانشیار (نویسنده پاسخگو): s-nourouzi@nit.ac.ir

۳- استادیار: hamidgorji@nit.ac.ir

## ۱- مقدمه

در سال‌های اخیر پژوهش‌های زیادی در زمینه فرآیندهای شکل‌دهی نیمه جامد<sup>۱</sup> به دلیل دست‌یافتن به قطعات با خواص مکانیکی مطلوب‌تر و نیروی پرس کم‌تر، به ترتیب در مقایسه با فرآیند ریخته‌گری و آهنگری صورت گرفته است. از جمله دلایل بهبود خواص مکانیکی قطعات تولید شده از طریق فرآیندهای شکل‌دهی نیمه جامد نسبت به روش ریخته‌گری، از بین رفتن ریزساختار دندریتی می‌باشد که در حین ریخته‌گری ثقلی شکل می‌گیرد [۱]. ریخته‌گری با سطح شیب‌دار<sup>۲</sup> از جمله روش‌های پرکاربرد است که به کمک آن می‌توان به ریزساختار غیردندریتی دست یافت [۲-۳].

فرآیند آهنگری نیمه جامد<sup>۳</sup> که زیر مجموعه‌ای از فرآیندهای شکل‌دهی نیمه جامد به حساب می‌آید، یک فرآیند دومرحله‌ای می‌باشد. بدین ترتیب که در مرحله اول، شمش‌هایی با ریزساختار غیردندریتی تولید و در مرحله دوم، پس از گرمایش مجدد شمشال تا ناحیه دوفازی مذاب و جامد، آهنگری می‌شوند.

از جمله مزایای استفاده از فرآیند آهنگری نیمه جامد برای تولید قطعات، می‌توان به تغییر شکل قطعات در حالت نیمه-جامد با اعمال نیروی شکل‌دهی کم اشاره کرد که باعث افزایش عمر قالب می‌شود [۴]. مزیت دیگر استفاده از این روش‌ها دست‌یافتن به قطعات با دقت ابعادی بالا می‌باشد. از جمله دلایل دست‌یافتن به قطعات با دقت ابعادی بالا می‌توان به انقباض بسیار کم قطعه در حین انجماد به دلیل حضور فیلم مایع نازک در مرز دانه‌ها اشاره کرد. این درحالی است که در قطعات ریخته‌گری با حضور حجم مذاب بالا، انجماد مذاب با انقباض زیاد همراه است که این امر منجر به کاهش ابعاد قطعه نهایی می‌شود. همچنین، ذخیره‌نشدن انرژی الاستیکی در یک ماده نیمه جامد به عنوان دلیل دیگر برای دست‌یافتن به قطعات با دقت ابعادی بالا محسوب می‌شود [۱].

در اکثر موارد عملیات حرارتی به عنوان یک عملیات نهایی و به منظور تغییر در ریزساختار قطعات تولیدشده مورد استفاده قرار می‌گیرد تا بتوان از این طریق خواص مکانیکی قطعات تولیدشده را بهبود بخشید..

پژوهش‌های زیادی روی فرآیندهای نیمه جامد و پارامترهای موثر در این فرآیندها به منظور دستیابی به ساختارهای غیردندریتی صورت گرفت [۵-۷].

سئو و کنگ<sup>۴</sup> [۸] با توجه به اهمیت گرمایش مجدد مناسب برای رسیدن به ریزساختار کروی، آلیاژ آلومینیوم A356 حاصل از فرآیند همزن الکترومغناطیسی را تا دمای نیمه جامد به وسیله یک گرمکن القایی حرارت دادند. نیاکووا و همکاران [۹] در بررسی روی جنس قالب برای فرآیند آهنگری نیمه جامد به این نتیجه رسیدند که فولاد گرم‌کار X38CrMoV5-1 برای این منظور مناسب است. چن<sup>۵</sup> و همکاران [۶] تاثیر دمای قالب را روی ریزشدن دانه‌ها در فرآیند آهنگری نیمه جامد آلیاژ منیزیم AZ63 مورد مطالعه قرار دادند. با مشاهده ریزساختار به این نتیجه رسیدند که افزایش دمای قالب، منجر به کاهش اندازه دانه‌ها و در نتیجه بهبود خواص مکانیکی می‌شود.

سئو و همکاران [۱۰] در بررسی روی فرآیند آهنگری نیمه جامد آلومینیوم A356 و برای یافتن ابعاد مناسب شمشال اولیه برای فرآیند آهنگری نیمه جامد، تغییراتی را در نسبت ابعادی شمشال (نسبت ارتفاع به قطر شمشال) اعمال کردند.

کنگ و همکاران [۱۱] تاثیر مدت زمان عملیات حرارتی T6 را روی خواص آلیاژ آلومینیوم در فرآیند آهنگری نیمه جامد مورد بررسی قرار دادند. آنها نشان دادند که برای مدت زمان نگهداری به میزان ۶ ساعت بهترین خواص مکانیکی حاصل شد. بایرول<sup>۶</sup> [۱۲] تاثیر عملیات حرارتی T5 (پیرسازی مصنوعی) و عملیات حرارتی T6 (محلول‌سازی و سپس پیرسازی مصنوعی) را روی خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم مورد بررسی قرار داد و اعلام کرد که عملیات حرارتی T6 برای بهبود خواص مکانیکی موثرتر می‌باشد.

از مزایای شکل‌دهی قطعات با فرآیند آهنگری نیمه جامد این است که این فرآیند قابلیت تولید قطعات با دیواره بلند را در یک مرحله و با اعمال نیروی شکل‌دهی کم و بدون استفاده از قالب پیش‌فرم است که در فرآیند آهنگری مورد نیاز می‌باشد [۱۳]. به همین منظور در تحقیق حاضر یک فلنج (اتصال دهنده لوله‌ها و شیرآلات) با دیواره نسبتاً بلند انتخاب

4 - Seo and Kang

5 - Chen

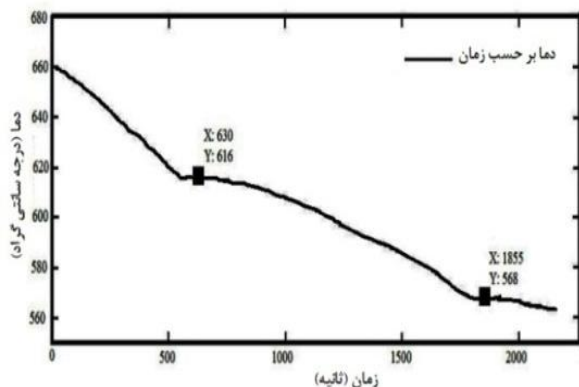
6 - Birol

1- Semi-Solid Forming

2- Slope Plate Casting

3- Thixoforging

دمای نیمه جامد مختلف (۵۸۰ درجه سانتی گراد) و زمان نگهداری ۵ دقیقه توسط یک المنت مقاومتی گرم شدند و در نهایت توسط یک پرس هیدرولیک با ظرفیت ۲۵ تن و با سرعت‌های مختلف رام پرس (۱، ۳ و ۵ میلی متر بر ثانیه)، تحت تغییر شکل قرار گرفتند. به منظور انجام کامل قطعات آهنگری نیمه جامد شده، فرآیند آهنگری در انتها تا ۱۵ ثانیه بیش تر تحت فشار حداکثر رام پرس نگه داشته شد.



شکل (۱): نمودار تغییرات دما بر حسب زمان آلیاژ آلومینیوم A356.

برای یافتن درصد کسر جامد آلیاژها در دمای نیمه جامد از رابطه شیل<sup>۱</sup> استفاده شده است. رابطه (۱) بیانگر رابطه شیل می باشد [۱۳].

$$f_s = 1 - \left( \frac{T_m - T}{T_m - T_L} \right)^{\frac{-1}{1-k}} \quad (1)$$

که، در رابطه بالا  $T$ ،  $T_m$  و  $T_L$  به ترتیب دمای نیمه جامد قطعه، دمای ذوب فلز خالص و دمای خط ذوب آلیاژ می باشند.  $K$  ثابت رابطه شیل می باشد. بر همین اساس و با در نظر گرفتن مقادیر  $T_L$  و  $K$  به ترتیب برابر با ۶۶۰ درجه سانتی گراد و ۰/۱۳ [۱۵ و ۱۶]، مقدار کسر جامد در دمای نیمه جامد ۵۸۰ درجه سانتی گراد برابر با ۵۴ درصد محاسبه شده است.

در مرحله آخر، برای بهبود خواص مکانیکی قطعات آهنگری نیمه جامد، عملیات حرارتی T6 طی دو گام (عملیات محلول سازی و سپس عملیات پیرسازی مصنوعی) انجام گرفت. در گام اول، قطعات آهنگری نیمه جامد در دمای ۵۴۰ درجه سانتی گراد به مدت زمان ۶ ساعت نگهداری شده و

شد. همچنین، به منظور دستیابی به خواص مطلوب در قطعه تاثیر پارامترهای مختلف نظیر ریزساختار اولیه و سرعت رام پرس مورد مطالعه قرار گرفت. در پایان به منظور بهبود خواص مکانیکی قطعات آهنگری نیمه جامد شده عملیات حرارتی T6 نیز روی قطعات صورت گرفت.

## ۲- روش تحقیق

در این پژوهش، آلیاژ آلومینیوم A356 مورد استفاده قرار گرفته است که ترکیب شیمیایی این آلیاژ با استفاده از روش اسپکترومتری به دست آمده و در جدول ۱ درج شده است.

جدول (۱) ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم A356 مورد استفاده (درصد وزنی).

Al	Si	Mg	Fe	Cu	سایر
۹۲/۴۰	۶/۷۱	۰/۴۲	۰/۱۹	۰/۲۰	<۰/۰۸

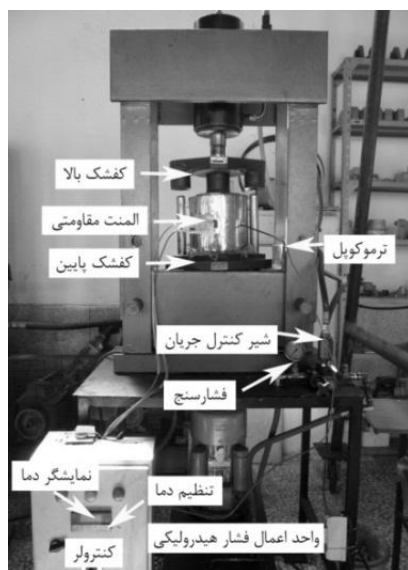
دمای شروع و پایان انجماد برای آلیاژ آلومینیوم A356 به ترتیب برابر با ۶۱۶ و ۵۶۸ درجه سانتی گراد است که از طریق آزمایشگاهی اندازه گیری شد (شکل ۱).

نمونه‌ای از شمشال با ساختار دندریتی از طریق ریخته‌گری ثقلی با دمای بارریزی ۶۶۰ درجه سانتی گراد و با استفاده از قالب استوانه‌ای فولادی به دست آمد.

در مرحله اول از فرآیند آهنگری نیمه جامد نیاز به تهیه شمشال با ساختار غیردندریتی است. به همین منظور از فرآیند ریخته‌گری با سطح شیب‌دار استفاده شد. به این صورت که آلیاژ آلومینیوم A356 تا دمای ۶۴۰ درجه سانتی گراد حرارت دیده و سپس روی سطح شیب‌دار با طول ۴۰۰ میلی متر و زاویه انحراف ۵۰ درجه جریان پیدا کرد تا در نهایت مخلوط مذاب و جامد به داخل قالب استوانه‌ای فولادی مستقر در پایین سطح شیب‌دار ریخته و در داخل آن منجمد شد. لازم به توضیح است که شرایط ریخته‌گری فوق، به عنوان شرایط مطلوب در کارهای پژوهشی قبلی حاصل شد [۵].

در مرحله دوم از آنجاکه در فرآیند آهنگری، نسبت ارتفاع به قطر برای شمشال بین ۰/۵ تا ۱/۵ متغیر می باشد [۱۴]. به همین منظور در این مرحله، شمش‌های حاصل از فرآیند ریخته‌گری با سطح شیب‌دار تا قطر و ارتفاع به ترتیب برابر با ۲۶ و ۴۱ میلی متر (فرا تر از محدوده آهنگری، یعنی با نسبت ارتفاع به قطر برابر با ۱/۵۴) ماشین کاری شدند و سپس تا

1- Scheil Equation



شکل (۴): تصویر پرس و تجهیزات مورد استفاده برای شکل‌دهی.

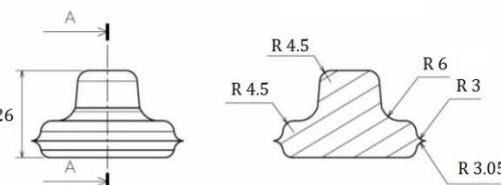
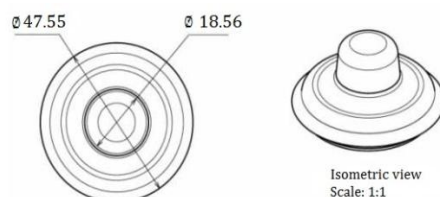
محلول بورون‌نیتريد به‌عنوان روانکار مورد استفاده قرار گرفت. محلول بورون‌نیتريد با استفاده از انحلال دانه‌های بورون‌نیتريد ۴۰ میکرومتر (مش ۳۲۵) در آب به‌دست آمد. ديواره قالب به‌وسیله محلول بورون‌نیتريد آغشته شد و بعد از ۳۰ دقیقه و تبخیر آب، لایه سفیدرنگی از بورون‌نیتريد بر روی ديواره باقی ماند که به‌عنوان روانکار در فرآیند آهنگری نیمه‌جامد مورد استفاده قرار گرفت [۱۰].

جهت بررسی ریزساختار، نمونه‌ها توسط سمباده‌ها با شماره‌های مختلف سمباده زده شدند و سپس توسط خمیر الماسه ۰/۵ میکرومتر تحت عملیات صیقل‌کاری قرار گرفتند. همچنین، به‌منظور مشاهده بهتر مرز دانه‌ها توسط واکنش‌گر کلر<sup>۱</sup> با ترکیب ۴ میلی‌لیتر HF و ۶ میلی‌لیتر HCl و ۱۰ میلی‌لیتر HNO<sub>3</sub> و ۱۹۵ میلی‌لیتر آب حاکاکی شد. درنهایت ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری مدل NJF-120A مورد مطالعه قرار گرفت.

به‌کمک نرم‌افزار آنالیز تصاویر Dewinter و روابط (۲-۳)، به‌ترتیب قطر متوسط دانه‌ها و ضریب شکل آنها محاسبه شده است:

$$d_{av} = \frac{N}{N-1} \frac{\sum_{i=1}^N \sqrt{4A_i \pi}}{N} \quad (2)$$

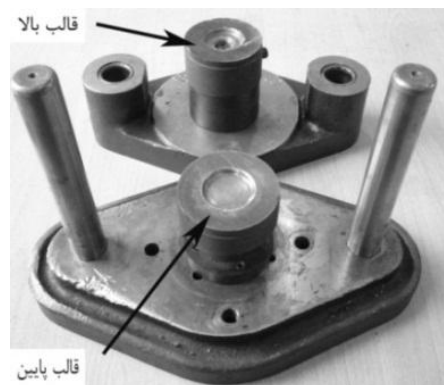
سپس به‌سرعت در آب ۲۵ درجه سانتی‌گراد سرد شدند. در ادامه، قطعات تا دمای ۱۷۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت زمان ۶ ساعت حرارت دیده و درنهایت در هوا به آرامی سرد شدند [۱۱]. در این تحقیق برای اندازه‌گیری و رسیدن به دمای مورد نظر از کنترل دمای PID با دقت ۱ درجه استفاده شده است. شکل‌های ۲-۴ به‌ترتیب ابعاد قطعه مورد آزمایش (فلنج تولیدشده)، قالب‌های مورد استفاده و نحوه قرارگیری تجهیزات را نسبت به یک‌دیگر برای فرآیند آهنگری نیمه‌جامد نشان می‌دهد.



شکل (۲): ابعاد قطعه آهنگری نیمه‌جامدشده (ابعاد برحسب میلی‌متر).

همان‌طورکه شکل ۴ نشان می‌دهد، با نصب یک شیر کنترل جریان یک‌طرفه در مسیر ورودی، رام پرس هیدرولیک در جهت رفت با سرعت کنترل‌شده حرکت می‌کند و در مسیر برگشت با حداکثر سرعت بر می‌گردد.

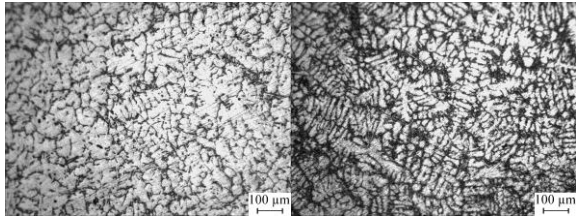
با انتخاب قالب از جنس فولاد گرم‌کار H13 که سختی آن در دماهای بالا تغییر اندکی می‌کند و تحمل شوک‌های حرارتی را دارد، فرآیند آهنگری نیمه‌جامد به‌صورت ایزوترمال صورت گرفت.



شکل (۳): قالب فرآیند آهنگری نیمه‌جامد.

1- Keller's Reagent

استوانه‌ای می‌ریزد که در پایین سطح شیب‌دار قرار دارد. شاخه‌های دندریت شکسته‌شده در حین انجماد در داخل قالب استوانه‌ای، نقش مهمی برای شکل‌گیری ریزساختار غیردندریتی ایفا می‌کند [۲ و ۱۷].

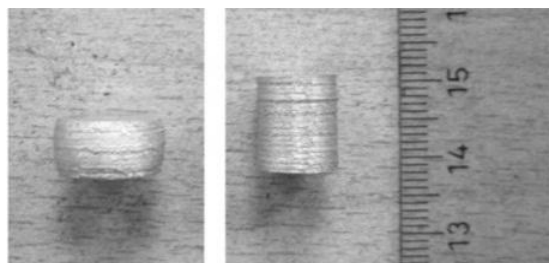


(الف) (ب)

**شکل (۵)** ریزساختار آلیاژ آلومینیوم A356 تولیدشده توسط فرآیند (الف) ریخته‌گری ثقلی (ب) ریخته‌گری با سطح شیب‌دار.

خواص مکانیکی قطعات ریخته‌گری‌شده عموماً تحت تأثیر عواملی از قبیل تخلخل، حضور فازهای رسوبی، اندازه دانه و ریزساختار دندریتی می‌باشد. از مهم‌ترین عواملی که تأثیر زیادی روی خواص مکانیکی می‌گذارد، ریزساختار دندریتی آن می‌باشد که در حین فرآیند ریخته‌گری ثقلی رشد پیدا می‌کند. زمانی که ریزساختار به‌صورت دندریتی با شاخه‌های ثانویه رشد پیدا کند، دندریت‌ها به‌عنوان مراکز جوانه‌زنی و رشد ترک عمل کرده و باعث کاهش خواص مکانیکی می‌شوند. همچنین، از جمله معایب دیگر ریزساختار دندریتی ناهمگنی خواص می‌باشد. با تغییر ریزساختار از شکل دندریتی به کروی، می‌توان به قطعاتی با خواص مکانیکی بهتر دست یافت [۱۸].

شکل ۶ نمونه‌های آزمون فشار را در دو حالت قبل و بعد از شکل‌دهی نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود با انجام آزمون فشار کاهش ارتفاع نمونه به‌میزان ۵۰ درصد رخ داده است.



(الف) (ب)

**شکل (۶)**: نمونه آزمون فشار (الف) ماشین‌کاری‌شده (ب) بعد از انجام آزمون فشار تا کاهش ارتفاع ۵۰ درصد.

$$f = \frac{\sum_{N=1}^N (4\pi A l p^2)}{N} \quad (3)$$

که در رابطه‌های بالا،  $A$  و  $P$  به‌ترتیب مساحت و محیط دانه‌ها و  $N$  تعداد دانه‌ها می‌باشد.

برای انجام آزمون فشار، از دستگاه کشش انیورسال مدل STM-250 با ظرفیت ۲۵ تن و برای تعیین سختی ویکرز، از دستگاه سختی‌سنجی Easy vary مدل با اعمال بار ۲۰ کیلوگرم استفاده شد.

برای تهیه نمونه‌های آزمون فشار، شمش‌های تولیدشده از طریق فرآیند ریخته‌گری ثقلی و ریخته‌گری با سطح شیب‌دار و فلنج‌های تولیدشده از طریق فرآیند آهن‌گری نیمه‌جامد به‌صورت استوانه‌ای تا قطر و ارتفاع به‌ترتیب برابر با ۱۰ و ۱۲ میلی‌متر ماشین‌کاری شدند. آزمون فشار مطابق با استاندارد ASTM-E9 در سرعت ۰/۲ میلی‌متر بر دقیقه انجام گرفت. نتایج آزمون فشار به‌صورت نمودار تنش- کرنش مهندسی و نتایج آزمون سختی ویکرز با سه بار تکرار و به‌صورت میانگین گزارش شد.

### ۳- نتایج و بحث

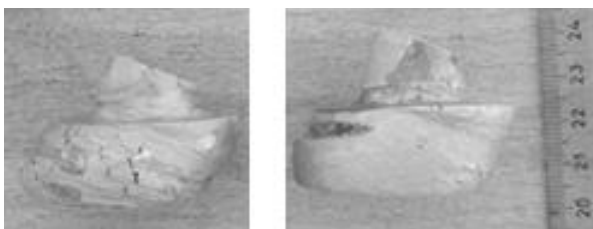
در این قسمت در مورد شمال با ساختار غیردندریتی آهن‌گری نیمه‌جامد و عملیات حرارتی T6 بحث و بررسی شده است.

#### ۳-۱- شمال با ساختار غیردندریتی

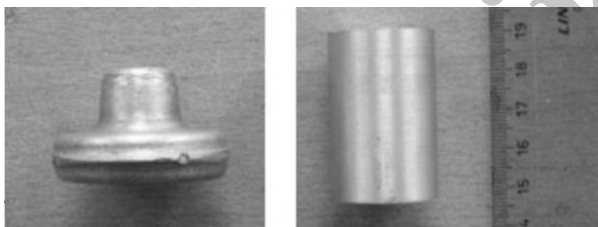
شکل ۵-الف، ریزساختار مربوط به فرآیند ریخته‌گری ثقلی و شکل ۵-ب ریزساختار مربوط به فرآیند ریخته‌گری با سطح شیب‌دار را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل ۵ مشاهده شده است، ریزساختار دندریتی موجود در شکل ۵-الف به ریزساختار تقریباً غیردندریتی در شکل ۵-ب تبدیل شده است. انتقال حرارت و تنش برشی لایه‌های مذاب روی سطح شیب‌دار می‌تواند به‌عنوان عواملی موثر در تغییر ریز ساختار نام برد. به این‌صورت هسته‌های جامد اولیه از فاز آلفای اولیه (Al) به‌صورت تقریباً غیردندریتی حاصل می‌گردد.

در حین حرکت مذاب، تنش برشی ناشی از نیروی ثقلی مذاب منجر به شکستن شاخه‌های دندریتی در حال رشد روی سطح شیب‌دار می‌شود. شاخه‌های دندریت شکسته‌شده در داخل مذاب جریان پیدا می‌کنند و به‌همراه آن به داخل قالب

حاکمی از آن است، فرآیند آهنگری نیمه‌جامد توانایی تولید یک فلنج با دیواره نسبتاً بلند را در یک مرحله و بدون نیاز به قالب پیش‌فرم، دارا می‌باشد. شکل‌گیری شمشال در یک مرحله به دلیل شکل‌گیری فیلم مایع نازک ناشی از ذوب فاز یوتکتیک در دمای نیمه‌جامد می‌باشد و این درحالی است که فاز آلفای اولیه (Al) همچنان درحالت جامد باقی مانده است. به‌طور کلی می‌توان بیان نمود که با حضور همزمان دانه‌های جامد احاطه‌شده با فاز یوتکتیک مذاب، سیلان ماده راحت‌تر صورت می‌گیرد و این قابلیت را برای فرآیند آهنگری نیمه‌جامد فراهم می‌کند تا قطعات را در یک مرحله تولید کند [۷ و ۹].



شکل (۷): قطعات آهنگری‌شده درحالت داغ با شمشال تولیدشده از طریق فرآیند (الف) ریخته‌گری ثقلی (ب) ریخته‌گری با سطح شیب‌دار.



شکل (۸): (الف) شمشال ماشین‌کاری‌شده و (ب) فلنج آهنگری‌شده.

شکل ۹ ریزساختار حاصل از نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامدشده را در دمای نیمه‌جامد ۵۸۰ درجه سانتی‌گراد و زمان نگهداری ۵ دقیقه با سرعت رام ۱، ۳ و ۵ میلی‌متر بر ثانیه را نشان می‌دهد. با مشاهده ریزساختار شکل ۹ و مقایسه آن با ریزساختار شکل ۵-ب می‌توان به این نکته پی برد که با گرم کردن مجدد، ساختار غیردندریتی ریز به ساختار با دانه‌های تقریباً کروی تغییر شکل پیدا کرده است. با بررسی مجدد شکل ۹ مشاهده می‌شود که با افزایش سرعت رام پرس

در جدول ۲ مقادیر استحکام فشاری آلیاژ آلومینیوم تولیدشده در فرآیند ریخته‌گری ثقلی و ریخته‌گری با سطح شیب‌دار درج شده است. همان‌طورکه در این جدول دیده می‌شود، مقدار تنش فشاری نهایی برای آلیاژ آلومینیوم A356 درحالت ریخته‌گری نیمه‌جامد (۲۸۰ مگاپاسکال) بالاتر از حالت ریخته‌گری ثقلی (۲۶۶ مگاپاسکال) می‌باشد. همچنین، مقدار تنش تسلیم برای نمونه ریخته‌گری با سطح شیب‌دار نسبت به ریخته‌گری ثقلی در سطح بالاتری قرار دارد. از جمله دلایل افزایش تنش تسلیم و تنش فشاری نهایی برای نمونه ریخته‌گری‌شده با سطح شیب‌دار می‌توان به تغییر ریزساختار از شکل دندریتی به غیردندریتی و ریزترشدن دانه‌های آن نسبت به نمونه ریخته‌گری ثقلی را می‌توان نام برد.

**جدول (۲):** مقادیر استحکام فشاری (تنش تسلیم و تنش نهایی) آلیاژ آلومینیوم A356 تولیدشده از طریق فرآیند ریخته‌گری ثقلی و ریخته‌گری با سطح شیب‌دار.

نوع فرآیند	تنش تسلیم (مگاپاسکال)	تنش فشاری نهایی (مگاپاسکال)
ریخته‌گری ثقلی	۸۱	۲۶۶
ریخته‌گری با سطح شیب‌دار	۸۸	۲۸۰

### ۲-۲- آهنگری نیمه‌جامد

از مزایای بیان‌شده برای شکل‌دهی نیمه‌جامد، قابلیت شکل‌دهی قطعات پیچیده با خواص مطلوب با این فرآیند است لذا برای بررسی این موضوع عملیات آهنگری داغ در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد روی شمشال‌های تولیدشده با فرآیند ریخته‌گری ثقلی و ریخته‌گری با سطح شیب‌دار انجام شد. همان‌طورکه در شکل ۷ مشاهده می‌شود با آهنگری داغ امکان تولید قطعات با دیواره نسبتاً بلند از شمشال‌ها با ساختار دندریتی (ریخته‌گری ثقلی) و غیردندریتی (ریخته‌گری با سطح شیب‌دار) را در یک مرحله وجود نداشته است.

شکل ۸-الف شمشال ماشین‌کاری‌شده از شمش تولیدشده به‌وسیله فرآیند ریخته‌گری با سطح شیب‌دار را نشان می‌دهد که به‌عنوان شمشال اولیه برای فرآیند آهنگری نیمه‌جامد مورد استفاده قرار گرفت و شکل ۸-ب قطعه حاصل از آهنگری نیمه‌جامد را نشان می‌دهد. مقایسه شکل ۸-ب با شکل ۷،

پرس منجر به افزایش تنش برشی و ریزترشدن دانه‌ها شده است [۱ و ۱۰].

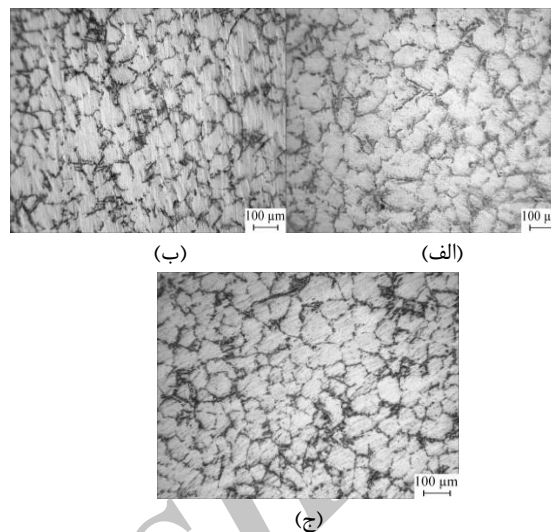
در شکل ۱۰ نمودار تنش- کرنش نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد شده در دمای نیمه‌جامد ۵۸۰ درجه سانتی‌گراد و زمان نگهداری ۵ دقیقه با سرعت‌های مختلف از رام پرس نشان داده شده است. همچنین، در جدول ۳ مقادیر استحکام فشاری (تنش تسلیم و تنش نهایی) درج شده است.

مقایسه مقادیر موجود در جدول‌های ۲-۳ نشان می‌دهد که تنش تسلیم و تنش فشاری نهایی در تمامی حالت‌ها برای فرآیند آهنگری نیمه‌جامد بالاتر از فرآیند ریخته‌گری با سطح شیب‌دار می‌باشد. بهبود خواص مکانیکی در فرآیند آهنگری نیمه‌جامد نسبت به فرآیند ریخته‌گری با سطح شیب‌دار می‌تواند ناشی از کاهش تخلخل و افزایش چگالی نمونه‌ها و همچنین، ریزترشدن دانه‌ها باشد.

باتوجه به شکل ۱۰، افزایش سرعت رام پرس از ۱ به ۵ میلی‌متر بر ثانیه منجر به افزایش خواص مکانیکی نمونه‌های تولید شده از طریق فرآیند آهنگری نیمه‌جامد شده است. باتوجه به وابستگی خواص مکانیکی به اندازه دانه‌ها، افزایش خواص مکانیکی در نتیجه افزایش سرعت رام پرس با فرضیه هال- پیچ قابل توجیه می‌باشد. طبق فرضیه هال- پیچ مقاومت فلزات در مقابل تغییر شکل پلاستیکی با جذر اندازه دانه آن رابطه معکوس دارد ( $\sigma \propto d^{-1/2}$ ). این فرضیه بیان می‌کند که مرز دانه به‌عنوان موانعی برای حرکت ناب‌جایی‌هایی عمل می‌کند که به‌عنوان مکانیزم تغییر شکل پلاستیک شناخته می‌شوند. بنابراین ریزترشدن دانه‌های جامد و افزایش مرز دانه، منجر به افزایش مقاومت در برابر تغییر شکل پلاستیکی فلزات می‌شود [۲۱-۲۰]. با نگاه مجدد به جدول ۳ می‌توان به این نکته پی برد که افزایش سرعت رام پرس از ۱ به ۵ متر بر ثانیه منجر به کاهش اندازه دانه‌ها می‌گردد که عامل دوم مطابق با فرضیه هال- پیچ سبب افزایش در مقدار تنش فشاری شده است.

نتایج آزمون سختی برای قطعات آهنگری نیمه‌جامد شده در سرعت‌های مختلف از رام پرس در شکل ۱۱ نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود، با افزایش سرعت رام پرس از ۱ به ۵ میلی‌متر بر ثانیه مقدار سختی از ۷۲ به ۷۹ ویکرز افزایش یافته است. عدد سختی برای نمونه‌های حاصل از فرآیند ریخته‌گری ثقی و ریخته‌گری با

از ۱ تا ۵ میلی‌متر بر ثانیه، اندازه متوسط دانه کاهش یافته که این مقدار از ۸۵ به ۷۳ میکرومتر اندازه‌گیری شد.



شکل (۹): ریزساختار نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد شده با سرعت رام پرس (الف) ۱ (ب) ۳ (ج) ۵ میلی‌متر بر ثانیه.

مواد نیمه‌جامد در کسر جامد بالا تقریباً شبیه مواد جامد و در کسر جامد کم همانند سیال غیرنیوتن رفتار می‌کنند که ویسکوزیته آنها، ویسکوزیته ظاهری<sup>۱</sup> نامیده می‌شود و وابسته به نرخ برش، دما و زمان می‌باشد. لازم به ذکر است که در یک سیال غیرنیوتنی، تنش برشی با نرخ تنش برشی رابطه غیرخطی دارد. رابطه (۴) بیانگر قانون غیرنیوتن برای سیال‌ها می‌باشد:

$$\tau = \mu \cdot \dot{\gamma}^n \quad (4)$$

که در رابطه بالا،  $\tau$  تنش برشی اعمال شده به سیال و  $\dot{\gamma}$  نرخ تنش برشی و  $\mu$  ویسکوزیته سیال می‌باشد.

مواد نیمه‌جامد با کسر جامد کم دو نوع رفتار تیکسوتروپیک<sup>۲</sup> و سئودوپلاستیک<sup>۳</sup> را از خود نشان می‌دهند. رفتار تیکسوتروپیک بیانگر وابستگی ویسکوزیته ظاهری ماده نیمه‌جامد به زمان اعمال تنش برشی در یک نرخ تنش برشی ثابت می‌باشد، درحالی‌که رفتار سئودوپلاستیک بیانگر وابستگی ویسکوزیته ظاهری ماده نیمه‌جامد به نرخ تنش برشی می‌باشد [۱ و ۱۰]. باتوجه به مطالب ذکر شده، می‌توان بیان نمود که افزایش نرخ برش در نتیجه افزایش سرعت رام

- 1- Apparent Viscosity
- 2- Thixotropic Behavior
- 3- Pseudoplastic Behavior

در سرعت‌های بالای رام پرس نیز به دلیل پاشیده شدن مذاب به اطراف احتمال اتفاق پدیده جدایش زیادتر می‌گردد. علاوه بر این موقعی که سرعت شکل‌دهی افزایش یابد احتمال حبس شدن گازها و ایجاد تخلخل افزایش می‌یابد. جدایش فاز مایع منجر به رشد سریع تر ترک‌ها و شکست خواهد شد این عیب را می‌توان با کنترل سرعت رام پرس، میزان کسر جامد و طراحی قطعه کاهش داد [۲۲-۲۳]. در تحقیق حاضر با شرایط آزمایش‌های انجام‌شده این عیب مشاهده نشد.

#### ۴-۳- عملیات حرارتی T6

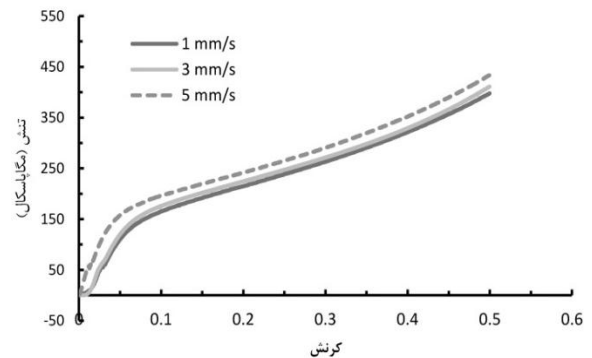
از جمله ضعف‌هایی که در نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد شده مشاهده شده است، وجود فاز سیلیسیوم‌یوتکتیک سخت و شکننده به صورت پیوسته و سوزنی شکل در مرز دانه می‌باشد که باعث کاهش خواص مکانیکی قطعه می‌شود. به همین منظور عملیات حرارتی T6 به‌عنوان یک عملیات پایانی و برای بهبود خواص مکانیکی، روی نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد شده در سرعت رام پرس ۵ میلی‌متر بر ثانیه در نظر گرفته شد. انتخاب نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد شده در سرعت رام پرس ۵ میلی‌متر بر ثانیه برای انجام عملیات حرارتی T6 به دلیل ریزتر بودن اندازه دانه‌های این نمونه نسبت به دیگر نمونه‌ها با سرعت‌های رام پرس کم تر می‌باشد.

در شکل‌های ۱۲-۱۳ ریزساختار نمونه آهنگری نیمه‌جامد شده قبل و بعد از عملیات حرارتی T6 نشان داده شده است، که به ترتیب با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی گرفته شده‌اند.

به منظور شناسایی عناصر، آنالیز EDS در دو نقطه (A و B) نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد (شکل ۱۳) صورت گرفت. نتایج حاصل از این آنالیز در شکل ۱۴ نشان داده شده است. بررسی نتایج حاصل از این آنالیز و مقایسه آن با نتایج دیگر محققین [۲۴]، نشان می‌دهد که فاز با رنگ خاکستری (فلش A که حاوی عناصر سیلیسیوم و آلومینیوم است)، فاز یوتکتیک و فاز با رنگ سفید (فلش B که حاوی عناصر سیلیسیوم، آلومینیوم و آهن است) فاز بین فلزی  $\beta\text{-Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}_2$  می‌باشد.

شکل ۱۲ به وضوح نشان می‌دهد که عملیات حرارتی T6 با انحلال فاز یوتکتیک موجب عدم پیوستگی ذرات سیلیسیوم شده است. همچنین، با مشاهده شکل ۱۳ می‌توان به این نکته پی برد که فاز یوتکتیک سوزنی شکل بعد از انجام عملیات حرارتی به صورت تقریباً کروی، تغییر شکل پیدا کرده است. در

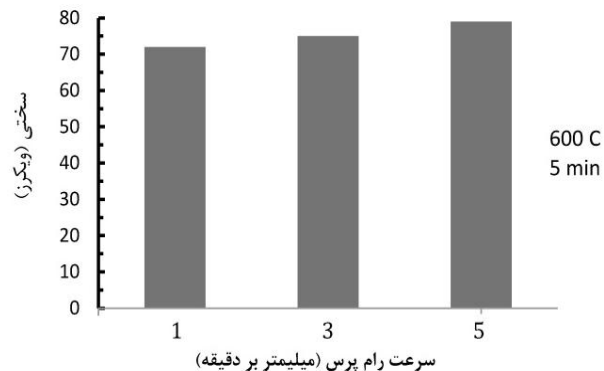
سطح شیب‌دار به ترتیب برابر با ۴۸ و ۶۰ ویکرز اندازه‌گیری شده است.



شکل (۱۰): نمودار تنش- کرنش برای نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد شده با سرعت رام پرس مختلف.

جدول (۳): استحکام فشاری (مگاپاسکال) نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد در سرعت رام پرس مختلف.

تنش نهایی (مگاپاسکال)	تنش تسلیم (مگاپاسکال)	سرعت رام پرس (میلی‌متر بر ثانیه)
۳۹۷	۱۲۴	۱
۴۱۱	۱۳۴	۲
۴۳۳	۱۴۹	۳



شکل (۱۱): تغییرات سختی نمونه‌های فرآیند آهنگری نیمه‌جامد در سرعت‌های مختلف از رام پرس.

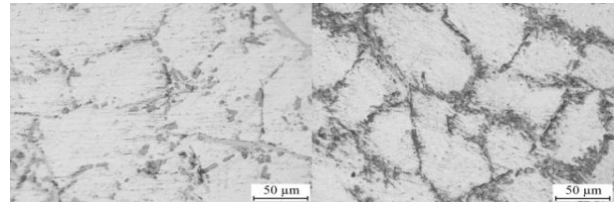
یکی از معایب در آهنگری نیمه‌جامد جدایش فاز مذاب است که ناشی از تفاوت سرعت فاز مایع و جامد در زیر فشار پرس می‌باشد. این عیب زمانی مشاهده می‌شود که سرعت پانچ کم‌تر از سرعت فاز مایع نسبت به فاز جامد باشد. سرعت کم رام پرس زمان کافی را به فاز مایع می‌دهد تا از فاز جامد جدا شود و پدیده جدایش فاز مایع را به وجود بیاورد. همچنین،



همچنین، مشاهده می‌شود که ترکیب بین فلزی به صورت صفحه‌ای رشد پیدا کرده و مورفولوژی آن بعد از انجام عملیات حرارتی T6 تغییر پیدا نکرده است.

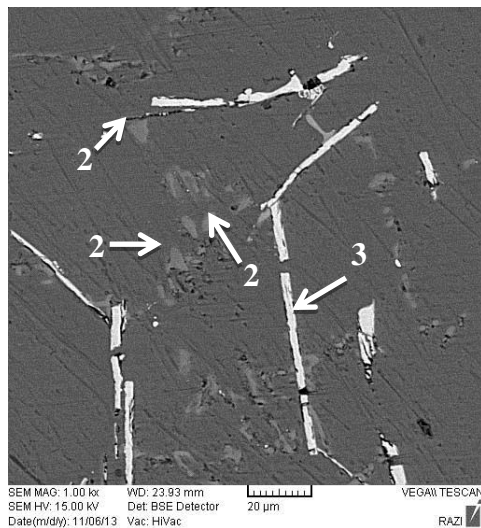
در شکل ۱۵ نمودار تنش- کرنش مربوط به نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد شده پس از عملیات حرارتی T6 نشان داده شده است. براساس این شکل، مقادیر تنش تسلیم و تنش فشاری نهایی برای نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی به ترتیب برابر با ۱۸۰ و ۵۲۲ مگاپاسکال حاصل شده است. با مقایسه مقادیر به دست آمده برای تنش تسلیم و تنش فشاری نهایی برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده با مقادیر مشابه در جدول ۳، افزایش ۲۰ درصدی در مقادیر تنش تسلیم و تنش فشاری نهایی مشاهده می‌شود.

شکل ۱۳ فاز یوتکتیک سوزنی شکل با فلش ۱ و فاز یوتکتیک تقریباً کروی شکل با فلش ۲، ترکیب بین فلزی  $\beta\text{-Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$  را با فلش ۳ نشان داده شده است.

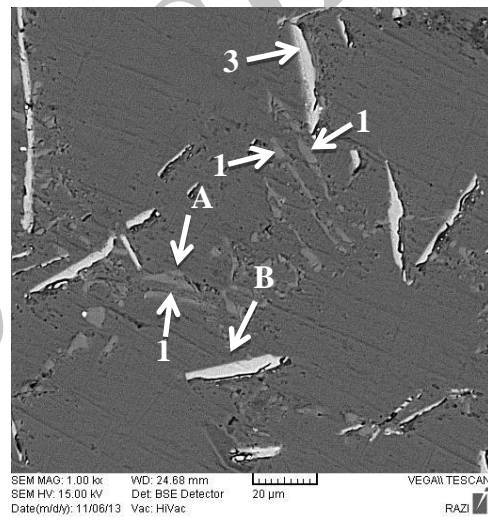


(الف) (ب)

شکل (۱۲): ریز ساختار نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد (الف) پیش از عملیات حرارتی T6 (ب) بعد از عملیات حرارتی T6.

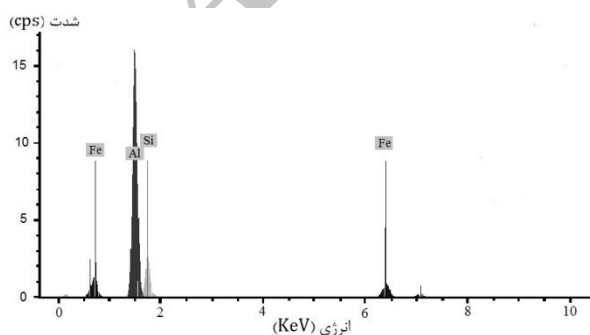


(ب)

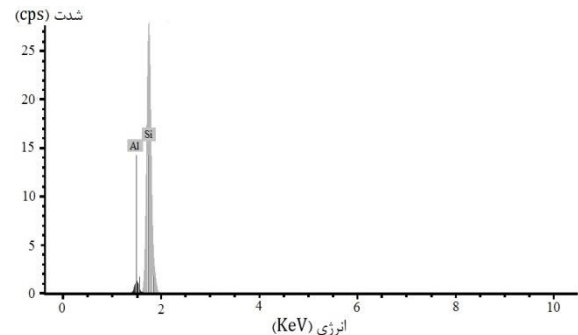


(الف)

شکل (۱۳): ریز ساختار نمونه‌های آهنگری نیمه‌جامد (الف) قبل از عملیات حرارتی T6 (ب) بعد از عملیات حرارتی T6.



(ب)



(الف)

شکل (۱۴): نتایج آنالیز EDS در دو نقطه A (الف) و B (ب).

اصلی صورت گیرد. تحقیقات نشان داد که انجام عملیات محلول سازی در زمان کافی (بین ۴ تا ۶ ساعت)، یک عملیات پیرسازی مناسب را به همراه دارد [۲۸].

قابل توجه است که به دلیل درصد کم عنصر آهن نسبت به سیلیسیوم در آلیاژ آلومینیوم A356 و عدم تغییر مورفولوژی ترکیب بین فلزی  $\beta\text{-Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$  بعد از انجام عملیات حرارتی، می توان گفت که فاز بین فلزی  $\beta\text{-Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$  تاثیر منفی قابل ملاحظه ای روی خواص مکانیکی نمونه ها بعد از انجام عملیات حرارتی ندارد [۲۷]. همچنین، نتایج سختی سنجی، دلالت بر افزایش مقدار سختی تا ۸۸ و یکسرز برای نمونه های آهنگری نیمه جامد شده پس از عملیات حرارتی دارد.

در یک نتیجه گیری کلی می توان بیان نمود که عملیات حرارتی T6 با کروی کردن فاز سیلیسیوم یوتکتیک و تشکیل فاز رسوبی  $\text{Mg}_2\text{Si}$  موجب بهبود خواص مکانیکی شده است.

#### ۴- نتیجه گیری

در این تحقیق تاثیر عوامل مختلف نظیر ریزساختار اولیه، سرعت رام پرس و عملیات حرارتی نهایی در فرآیند آهنگری نیمه جامد روی خواص متالورژیکی و مکانیکی قطعه شکل دهی شده مورد بررسی قرار گرفته و نتایج زیر حاصل شده است:

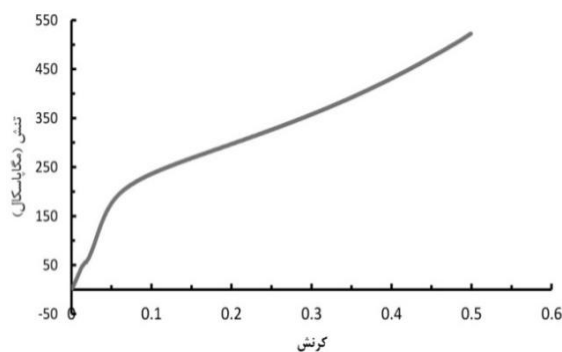
۱- با عملیات آهنگری داغ در دمای ۵۰۰ درجه سانتی گراد روی شمشال های تولید شده با فرآیند ریخته گری ثقلی و ریخته گری با سطح شیب دار قطعه سالم ایجاد نشد،

۲- دانه های تقریبا کروی به دلیل انجام گرمایش مجدد در نتیجه فرآیند آهنگری نیمه جامد حاصل شده است،

۳- افزایش سرعت رام پرس از ۱ به ۵ میلی متر بر ثانیه منجر به کاهش اندازه دانه از مقدار ۸۵ به ۷۳ میکرومتر شده است،

۴- بهترین خواص مکانیکی (تنش تسلیم ۱۴۹ مگاپاسکال، تنش فشاری نهایی ۴۳۳ مگاپاسکال و سختی ۷۹ ویکرز) در سرعت رام ۵ میلی متر بر ثانیه حاصل شده است که مربوط به نمونه با ریزترین اندازه دانه می باشد و

۵- انجام عملیات حرارتی T6 به دلیل تشکیل فاز سیلیسیوم یوتکتیک تقریبا کروی و ذرات رسوبی  $\text{Mg}_2\text{Si}$  منجر به بهبود خواص مکانیکی (تنش تسلیم ۱۸۰



شکل (۱۵): نمودار تنش - کرنش نمونه های آهنگری نیمه جامد بعد از عملیات حرارتی T6.

همان طور که پیش تر نیز بیان شده است، عملیات حرارتی T6 شامل عملیات محلول سازی و سپس پیرسازی مصنوعی می باشد که هرکدام از آنها به منظور خاصی صورت می گیرند. دست یافتن به فاز آلفای اولیه (Al) اشباع شده با عناصر سیلیسیوم و منیزیوم و همچنین، انحلال فاز سیلیسیوم یوتکتیک در فاز اصلی و تشکیل ذرات کروی شکل، از جمله اهداف عملیات محلول سازی می باشد. در حالی که هدف از انجام عملیات پیرسازی مصنوعی، تشکیل ذرات رسوب سخت  $\text{Mg}_2\text{Si}$  در زمینه اصلی می باشد [۲۴-۲۵].

مکان های شروع ترک و انتشار آن از جمله پارامترهای موثر بر خواص مکانیکی می باشند که مجزا از یکدیگر عمل می کنند. نتایج آزمون های مختلف نشان داده است که با توجه به حضور فاز سیلیسیوم یوتکتیک ترد در مرز دانه، ترک ها تمایل دارند تا در مرز دانه انتشار پیدا کنند. با شروع ترک، شکل فاز یوتکتیک حاضر در مرز دانه نقش مهمی را بر روی انتشار ترک ایفا می کند. فاز سیلیسیوم یوتکتیک به صورت سوزنی شکل به عنوان مکان های تمرکز تنش عمل می کند و موجب می شود تا ترک سریع تر رشد پیدا کند. عملیات محلول سازی با تغییر شکل فاز یوتکتیک از سوزنی شکل به کروی شکل موجب کاهش تمرکز تنش می شود و انتشار ترک را کند می کند. در اثر عملیات پیرسازی فاز سخت  $\text{Mg}_2\text{Si}$  در زمینه اصلی رسوب کرده که این رسوبات مانع حرکت نابه جایی ها در حین تغییر شکل پلاستیک شده که در نهایت منجر به افزایش استحکام قطعه می شود [۲۶-۲۷]. همچنین، باید توجه داشت که عملیات محلول سازی باید در مدت زمان کافی صورت گیرد تا انحلال کامل عناصر آلیاژی در فاز

- Microstructure Evaluation", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 159, No. 3, pp. 330-337, 2005 .
12. Birol, Y. "Cooling Slope Casting and Thixoforming of Hypereutectic A390 Alloy", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 207, No. 1, pp. 200-203, 2008 .
  13. Zhao, Z., Chen, Q., Hu, C., Huang, S., and Wang Y. "Near-Liquidus Forging, Partial Remelting and Thixoforging of an AZ91D+ Y Magnesium Alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 485, No. 1, pp. 627-636, 2009 .
  14. Essa, K., Kacmarcik, I., Hartley, P., Plancak M., and Vilotic, D. "Upsetting of bi-Metallic Ring Billets", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 212, No. 4, pp. 817-824, 2012 .
  15. Barman, N., Kumar, P., and Dutta, P. "Studies on Transport Phenomena During Solidification of an Aluminum Alloy in the Presence of Linear Electromagnetic Stirring", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, No. 18, pp. 5912-5923, 2009 .
  16. Lashkari, O. and Ghomashchi, R. "Deformation Behavior of Semi-Solid A356 Al-Si Alloy at Low Shear Rates: Effect of Fraction Solid", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 486, No. 10, pp. 333-340, 2008 .
  17. Canyook, R., Petsut, S., Wisutmethangoon S., and Flemings M., Wannasin, J. "Evolution of Microstructure in Semi-Solid Slurries of Rheocast Aluminum Alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 20, No. 9, pp. 1649-1655, 2010 .
  18. Gojić, M., Lazić, L., Kožuh, S., and Kosec, L. "The Effect of Defects on Tensile Strength of the Continuous Steel Casting Products", *Materials and Geoenvironment*, Vol. 58, No. 3, pp. 241-252, 2011.
  19. Taghavi, F., Saghafian, H., and Kharrazi Y. "Study on the Ability of Mechanical Vibration for the Production of Thixotropic Microstructure in A356 Aluminum Alloy", *Materials & Design*, Vol. 30, No. 1, pp. 115-121, 2009.
  20. Curle, U. and Govender, G. "Semi-Solid Rheocasting of Grain Refined Aluminum Alloy 7075", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 20, No. 1, pp. 832-836, 2010.
  21. Ayas, C., Deshpande, V., and Geers, M. "Tensile Response of Passivated Films with Climb-Assisted Dislocation Glide", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 60, No. 9, pp. 1626-1643, 2012 .
  22. Seo, P., Youn, S., and Kang C. "The Effect of Test Specimen Size and Strain-Rate on Liquid Segregation in Deformation Behavior of Mushy State Material", *Journal of Materials*

مگاپاسکال، تنش فشاری نهایی ۵۲۲ مگاپاسکال و سختی ۸۸ ویکرز) شده است.

#### ۵- مراجع

1. Atkinson, H. "Modelling the Semisolid Processing of Metallic Alloys", *Progress in Materials Science*, Vol. 50, No. 3, pp. 341-412, 2005 .
2. Birol, Y. "A357 Thixoforming Feedstock Produced by Cooling Slope Casting", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 186, No. 1, pp. 94-101, 2007 .
3. Alvani, S., Aashuri, H., Kokabi A., and Beygi R. "Semisolid Joining of Aluminum A356 Alloy by Partial Remelting and Mechanical Stirring", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 20, No. 9, pp. 1792-17 , 2010.
4. Kiuchi, M. and Kopp, R. "Mushy/Semi-Solid Metal Forming Technology-Present and Future", *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, Vol. 51, No. 2, pp. 653-670, 2002 .
5. Nourouzi, S., Ghavamodini, S.M, Baseri H., Kolahdoz, A., and Botkan, M. "Microstructure Evolution of A356 Aluminum Alloy Produced by Cooling Slope Method", *Advanced Materials Research*, Vol. 402, No.1, pp. 272-276, 2012.
6. Chen, T.J., Zhao, Y.G., Cong, P.J., Zhou, W., and Xu, B. "Effects of Mould Temperature and Grain Refiner Amount on Microstructure and Tensile Properties of Thixoforged AZ63 Magnesium Alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 556, No.1, pp.167-177, 2012.
7. Kim H. and Kang C. "Vacuum-Assisted Rheo-Forging Process of A356 Aluminum Alloys", *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 48 ,No. 15, pp. 1626-1636, 2008 .
8. Seo, P., and Kang, C. "The Effect of Raw Material Fabrication Process on Microstructural Characteristics in Reheating Process for Semi-Solid Forming", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 162, No. 1, pp. 402-409, 2005 .
9. Khizhnyakova, L., Ewering, M., Hirt, G., Bobzin, K., and Bagcivan, N. "Metal Flow and Die Wear in Semi-Solid Forging of Steel Using Coated Dies", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 20, No. 2, pp. 954-960, 2010 .
10. Seo, P., Youn, S., and Kang C. "The Effect of Test Specimen Size and Strain-Rate on liquid Segregation in Deformation Behavior of Mushy State Material", *Journal of materials Processing Technology*, Vol. 130, No. 11, pp. 551-557, 2002 .
11. Kang, C., Youn, S., and Seo, P. "Data Base Construction on Mechanical Properties of Thixoforged Aluminum Parts and Their

- Processing Technology, Vol. 130, pp. 551-557, 2002.
23. Pouvafar, V., Sadough S.A., Hosseini, F., and Rahmani, M.R. "Design of Experiments for Determination of Influence of Different Parameters on Mechanical Properties of Semi-Solid Extruded Parts", Trans. Nonferrous Met. Soc. China Vol. 20, pp. 794- 797, 2010.
  24. Peng, J.-H., Tang, X.-L., He, J.-T., and Xu, D.-Y. "Effect of Heat Treatment on Microstructure and Tensile Properties of A356 Alloys", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 21, No. 9, pp. 1950-1956, 2011 .
  25. Moller, H., Govender, G., and Stumpf, W., "Investigation of the T4 and T6 heat Treatment Cycles of Semi-Solid Processed Aluminium Alloy A356", 2008 .
  26. Zhu, M., Jian, Z., Yang, G., and Zhou, Y. "Effects of T6 Heat Treatment on the Microstructure, Tensile Properties, and Fracture Behavior of the Modified A356 Alloys", Materials & Design, Vol. 36, pp. 243-249, 2012 .
  27. Ammar, H., Samuel, A., and Samuel, F. "Effect of Casting Imperfections on the Fatigue Life of 319-F and A356-T6 Al-Si Casting Alloys", Materials Science and Engineering: A, Vol. 473, No. 1, pp. 65-75, 2008 .
  28. Harada, Y., Tamura, S., and Kumai, S. "Effects of High-Temperature Solutionizing on Microstructure and Tear Toughness of A 356 Cast Aluminum Alloy", Keikinzoku/Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 61, No. 5, pp. 213-219, 2011 .

Archive