مجله مهندسی مکانیک و ارتعاشات، پاییز ۱۳۹۶، دوره ۸، شماره ۳، ص‌ص ۲۷-۳۵

فصلنامه

مهندسی مکانیک و ارتعاشات

jvibme.semnaniau.ac.ir

تأثیر دمای گرمایش مجدد در فرآیند تیگزوفورجینگ بر خواص ریزساختاری و مکانیکی چرخ‌دنده تولیدشده از آلومینیم A356

محمد بخشی[۱]، امین کلاه‌دوز[۲*]

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مکانیک، واحد خمینی‌شهر، **دانشگاه آزاد اسلامی**، خمینی‌شهر، ایران

۲- استادیار، باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، واحد خمینی‌شهر، **دانشگاه آزاد اسلامی**، خمینی‌شهر، ایران

* شهر، صندوق پستی، پست الکترونیکی نویسنده عهده‌دار مکاتبات

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: ۷ مرداد ۱۳۹۶

پذیرش: ۱۰ شهریور ۱۳۹۶

ارائه در سایت: ۱۵ آذر ۱۳۹۶

کلیدواژگان

تیگزوفورجینگ

A356

سطح شیب‌دار

نیمه جامد.

چکیده

آلیاژ آلومینیوم A356 یکی از آلیاژهای هیپویوتکتیک آلومینیوم- سیلیسیم است. این آلیاژ با خواص مکانیکی خوب و قابلیت انعطاف‌پذیری بالا، ویژگی‌های ریخته‌گری عالی و مقاومت در برابر خوردگی بالا شناخته‌شده است. تیگزوفورجینگ یک فرآیند تولید نیمه جامد است که دارای پتانسیل تولید قطعات با خواص مکانیکی و میکروساختار عالی است. این فرآیند دارای پتانسیل بالایی در کاربردهای خودرو و هواپیما است. در این پژوهش فرآیند تیگزوفورجینگ به‌عنوان روش شکل‌دهی قطعات بررسی شد، که شامل آهنگری آلیاژ آلومینیم A356 در محدوده دمایی دوفازی (حالت خمیری) است. به‌منظور دست یافتن به شرایط مطلوب، تأثیر پارامتر دما در عملیات گرمایش مجدد روی فرآیند تیگزوفورجینگ مورد بررسی قرار گرفت. برای تهیه بیلت اولیه، از روش انجماد روی سطح شیب‌دار استفاده شد. دماهای نیمه جامد ۵۷۵، ۵۸۵ و ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد در نظر گرفته شد. نتایج به‌دست‌آمده نشان داد که در دمای ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۲۰ دقیقه، ریزترین ساختار (۳۷ میکرومتر) به‌دست‌آمده است. همچنین به‌منظور بررسی خواص مکانیکی، آزمون فشار و سختی سنجی نیز انجام شد و همان‌گونه که انتظار می‌رفت بهترین خواص مکانیکی (تنش تسلیم ۲۱۸ مگا پاسکال، تنش فشاری نهایی ۴۶۶ مگا پاسکال و سختی ۸۹ برینل) در نمونه با ریزترین ساختار نمایان شد.

Influence of Reheating Temperature in Thixoforging Process on Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum A356 gear

Mohammad Bakhshi[1], Amin Kolahdooz[2,*]

1- Department of Mechanical Engineering, Khomeinishahr Branch, **Islamic Azad University**, Khomeinishahr, Iran
2- Young researchers and Elite club, Khomeinishahr Branch, **Islamic Azad University**, Khomeinishahr, Iran.
* P.O.B. 123456789 Semnan, Iran, email@address.ac.ir

Article Information

Original Research Paper
Received 29 July 2017
Accepted 1 September 2017
Available Online 6 December 2017

Keywords
Thixoforging Process
A356
Cooling Slope Method
Semi-solid

ABSTRACT

A356 aluminum alloy is a hypo eutectic Al–Si alloy. It is identified by good mechanical properties and high ductility, as well as excellent casting characteristics and high corrosion resistance. Thixoforging is a semi solid metal forming process that has the potential to produce parts with superior mechanical properties and fine uniform microstructures. In this research, the Thixoforging process was investigated as a parts shaping method that include aluminum alloy forging in two-phase temperature range (paste mode). For this purpose and in order to achieve favorable conditions in the two-phase zone, the influence of reheating temperature on thixoforging process is investigated. The cooling slope method was used to prepare the initial billet. Semi-solid temperature are considered 575, 585 and 595 °C. Attained results show that the finest microstructure (37 micrometer) is obtained in semi-solid temperature of 575°C and holding time of 20 minutes. Also, the hardness and the compressive test are performed in order to find the best mechanical properties. As it is expected, the best mechanical properties (yield stress of 218 MPa, ultimate compressive stress of 466 MPa and hardness of 89 BHN) are achieved in sample with the finest structure.

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

M. Bakhshi, A. Kholahdooz, Influence of Reheating Temperature in Thixoforging Process on Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum A356 gear, *Journal of Mechanical Engineering and Vibration*, Vol. 8, No. 3, pp. 27-35, 2017 (In Persian)

۱- مقدمه

آلیاژهای Al-Si عمدتاً به علت سیالیت بالا، انقباض کم در ریخته‌گری، مقاومت در برابر خوردگی بالا، قابلیت جوشکاری خوب، لحیم‌کاری آسان و ضریب انبساط حرارتی کم، مهم‌ترین آلیاژهای ریختگی آلومینیوم هستند. آلیاژ Al-7Si در صنایع دریایی، برق، خودرو و هواپیما، در بلوک و سر سیلندرها و دیگر قطعات ریخته‌گری که در موتور استفاده می‌شود، کاربرد فراوانی دارد .آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Si دارای کسر بزرگی از آلومینیم اولیه (آلفا) در ریزساختارشان هستند [۱].

شایع‌ترین روش‌های شکل‌دهی آلیاژهای ریختگی آلومینیم، ریخته‌گری ماسه‌ای و ریخته‌گری در قالب دائم است. هزینه‌های تولید پایین چنین روش‌های تولیدی با نقایص خاصی ازجمله تشکیل تخلخل، پارگی داغ و جدایش همراه است، که ممکن است در هنگام سرویس‌دهی به‌عنوان آغازگرهای احتمالی ترک عمل کند. بنابراین، تلاش‌های زیادی برای به حداقل رساندن این مشکلات انجام‌شده است که موجب معرفی روش‌های پیشرفته‌تر شکل‌دهی مانند ریخته‌گری فشاری، رئوکستینگ و تیگزوفورجینگ شده است [۲].

تیگزوفورجینگ یک فناوری جذاب است که با ترکیب قابلیت‌های نزدیک به ریخته‌گری و با خواص مکانیکی آهنگری، توانایی تولید قطعاتی را فراهم می‌کند که می‌تواند با استانداردهای سخت‌گیرانه صنعت خودرو سازگار باشد. علاوه بر این گزارش‌شده که قطعات تیگزووفورج‌شده به‌طور قابل‌ملاحظه‌ای کیفیت بهتری نسبت به قطعات ریخته‌گری دارند و هزینه تولید آن‌ها کمتر از تولید به روش آهنگری است [۳ و ۴]. تیگزوفورجینگ مزایای قابل‌توجهی نسبت به روش‌های متداول شکل‌دهی فلزات دارد، اما این فرآیند به ماده اولیه خاصی نیازمند است. در تیگزوفورجینگ ماده نیمه جامد (خمیری) با ذرات جامد کروی، که به‌طور یکنواخت در زمینه مایع قرار دارند، که می‌تواند در هنگام استراحت به‌عنوان یک جامد عمل کند و در طی عملیات شکل‌دهی شبیه یک مایع جریان یابد. ازجمله روش‌های که برای تولید چنین مواد اولیه‌ای توسعه‌یافته، همگن‌سازی مغناطیسی هیدرودینامیکی (MHD) است، که به‌رغم ویژگی‌های آن، به علت هزینه‌های بالای تولید، کمتر مورد استفاده قرار می‌گیرد [۵]. بنابراین لازم است فرآیندهای ساده با کاهش تجهیزات و هزینه و با اندازه‌ی شمش متغیر مورداستفاده قرار گیرند. یکی از این فرآیندها، ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار است، که تجهیزات و هزینه‌های جاری بسیار کمی دارد. در فرآیند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار، آلیاژ با فوق گداز نسبتاً کم، روی یک سطح خنک‌کننده شیب‌دار ریخته می‌شود [۶]. فن [۷] در یک مقاله مروری خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم- سیلیسیم A356 و A357 تولیدشده از طریق فرآیند تیگزوفورجینگ، ریخته‌گری ماسه‌ای و ریخته‌گری قالب‌های دائمی را با هم مقایسه کرد. وی نشان داد که تیگزوفورجینگ به‌وضوح استحکام کششی و خستگی و داکتیلیته آلیاژ را از طریق کاهش یا حذف نقص‌های حجمی مانند تخلخل، پارگی داغ، حفره‌های انقباضی، جدایش و اصلاح میکروساختار به‌وسیله افزایش همگن‌سازی شیمیایی، بهبود می‌بخشد. با این حال، او همچنین اشاره می‌کند که فرآیند تیگزوفورجینگ تاکنون توجه محدودی را به خود جلب کرده است .

موسچینی[۸] ادعا می‌کند که فناوری شکل‌دهی نیمه جامد، ۵۰ درصد هزینه تولید قطعات سیستم سوخت خودرو را در مقایسه با فرآیندهای تولید متعارف کاهش می‌دهد. کنی و همکاران [۹] نشان دادند که نرخ تولید، صرفه‌جویی در ماده مصرفی و بهبود خواص مکانیکی در فرآیند تیگزوفورجینگ آلیاژ آلومینیوم A357 بالاتر از ریخته‌گری ثقلی معمولی است. از شرایط ضروری برای تیگزوفورجینگ این است که آلیاژ باید دارای یک منطقه جامد + مایع با دامنه انجماد گسترده و شیب سطحی منحنی کسرمایع- دما باشد. به‌عنوان مثال: آلیاژ هیپو و یا هایپریوتکتیک، شرایط لازم جهت بکارگیری در این فرآیند را دارند[۱۰]. در این فرآیند، یک میله آلیاژی اکسترود شده طبق نمودار فازی، تا دمای بالاتر از خط جامد گرم می‌شود. انتخاب دما بستگی به مقدار کسر جامد یا مایع در مواد دارد. انتظار می‌رود کسر جامد ماده برای تیگزوفورجینگ معمولاً بین ۶۰ تا ۹۵٪ در نظر گرفته شود [۱۱]. معمولاً مقادیر بالاتر کسر جامد ترجیح داده می‌شود، زیرا باعث کاهش احتمال نقایص حجمی می‌شود، پایداری ماده (بر اثر وزن ماده) را افزایش می‌دهد، جریان لایه‌ای مایع را ارتقا میدهد، و همچنین کیفیت سطح و ساختار داخلی اجزاء تغییر شکل یافته را بهبود می‌بخشد. در دمای شکل‌دهی، آلیاژ کریستالیزه شده و دانه‌های جامد کروی احاطه‌شده توسط لایههای مذاب (که حالت نیمه جامد یا خمیری نامیده میشود)، شکل میگیرد. در این وضعیت، اتصال بین دانه‌های جامد توسط مایع تضعیف می‌شود و تنش سیلان ماده به‌طور قابل‌ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد. مقاومتهای مکانیکی در مرزهای دانه از طریق مایع خنثی می‌شود. با توجه به این مطلب، دانه‌های جامد هنگام تغییر شکل، اجازه چرخش آزاد،

جابه‌جایی و لغزش نسبی کاملاً آزادانه، پیدا میکنند. درنتیجه، ماده به نرمی مانند یک توده خاک رس و به‌راحتی تحت فشار بسیار کم شکل می‌گیرد [۱۲]. علاوه بر این، انجماد مذاب تحت فشار، ریزساختار را بهبود می‌بخشد. این نوع فرآیند شکل‌دهی همچنین، یک فرآیند تبلور مجدد و ذوب جزئی به‌حساب میآید. این فرآیند چند مزیت دارد: (۱) نقایصی مانند سرد جوشی، تخلخل گازی، انقباض و هرگونه نقص حجمی دیگر را که به مراحل شکل‌گیری منتقل می‌شوند، حذف میکند (۲) موجب بهبود خواص مکانیکی از طریق اصلاح ریزساختار میشود، (۳) توان مصرفی پرس را با کاهش نیروی لازم برای تغییر شکل، کاهش میدهد، (۴) صرفه‌جویی در هزینه و انرژی را از طریق نرخ تولید بالاتر، عمر ابزار طولانی‌تر، انعطاف‌پذیری هندسی در طراحی محصول و امکان اتوماسیون فراهم می‌کند، (۵) این ظرفیت را دارد که آلیاژهای ترد و با نقطه ذوب بالا را - به علت کاهش تنش سیلان در حالت نیمه جامد-، شکل دهد، (۶) توانایی تولید شکل‌های نسبتاً پیچیده، مقاطع نازک، قطعات با یکپارچگی بالا با بهبود کیفیت سطح را دارا می‌باشد [۴، ۹، ۱۳، ۱۴].

افزایش خواص مکانیکی، یکی از اهداف مهم در تولید قطعات است. برای رسیدن به خواص مکانیکی مطلوب، باید قطعه‌کار، قبل از شکل‌دهی، دمای بهینه‌ای پیدا کند، سپس با فشار مناسب و سرعت اعمال فشار مناسب، قطعه آهنگری شود. مهم‌ترین عامل در آهنگری نیمه جامد، رساندن قطعه‌کار به دمایی است که حاوی حدود ۳۰ الی ۴۵ درصد مذاب باشد، که هدف از این بررسی پیدا کردن دمای مطلوب، برای رسیدن به خواص مکانیکی بهینه، برای آلیاژA356 است.

۲- روش تحقیق

ماده مورد استفاده در این پژوهش، آلیاژ آلومینیم A356 بود که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱ آمده است.

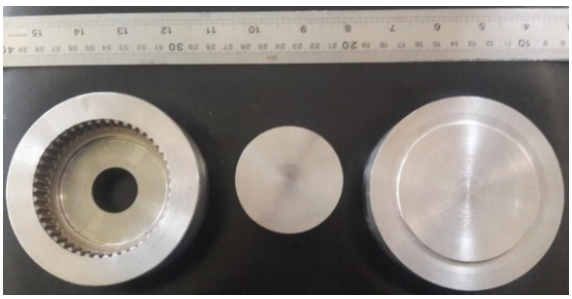
جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم A356

ترکیب شیمیایی	Al	Si	Mg	Cu	Fe
درصد وزنی	باقیمانده	۷/۱	۰/۴۱	۰/۲۰	۰/۱۸

دمای شروع و پایان انجماد برای آلیاژ A356 به ترتیب برابر ۶۱۵ و ۵۵۵ درجه سانتی‌گراد در نظر گرفته شد.

جهت تهیه ماتریس قالب باید ابتدا یک نمونه مسی از چرخ‌دنده تهیه می‌شد تا حفره درون ماتریس تخلیه الکتریکی (اسپارک) گردد. سپس ماشین‌کاری به‌وسیله دستگاه تخلیه الکتریکی مدل OMA، به مدت ۱۱ ساعت انجام شد. پس از آن سنبه و یک بیرون انداز قطعه(میل پران) برای ماتریس به‌وسیله دستگاه تراش ساخته شد. شکل‌های ۱و ۲ به ترتیب، قالب مورد استفاده در تولید چرخ‌دنده و نحوه استقرار قالب روی صفحه پرس را نشان می‌دهد. قالب از جنس فولاد گرم کار H13 تهیه شده است.

در مرحله اول فرآیند تیگزوفورجینگ، یعنی تولید بیلت اولیه، از فرآیند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار استفاده شد. برای این منظور آلیاژ آلومینیم A356 در دمای ۶۴۰ درجه سانتی‌گراد حرارت دیده و ذوب شد. سپس بر روی سطح شیب‌دار با طول ۴۰۰ میلی‌متر و زاویه انحراف ۶۰ درجه ذوب ریزی شد تا درنهایت مخلوط جامد و مذاب به داخل قالب استوانه‌ای فولادی (به قطر متوسط ۶۰ و ارتفاع ۱۱۰ میلی‌متر) - قرارگرفته در انتهای سطح شیب‌دار - ریخته و منجمد شود. این بی لت‌ها در مرحله بعد پس از برش به قطعات کوچک‌تر، به ترتیب تا قطر و ارتفاع ۵۸ و ۲۵ میلی‌متر ماشین‌کاری شده و سپس به‌وسیله یک کوره مقاومتی با توان ۷۰۰۰ وات، تا دماهای نیمه جامد ۵۷۵، ۵۸۵ و ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد گرم شدند و پس از رسیدن به دمای موردنظر، ۲۰ دقیقه در این دما نگهداری شدند. دمای نمونه‌ها با استفاده از یک ترموکوپل نوع K اندازه‌گیری شد. هم‌زمان، پس از بستن اجزای قالب بر روی صفحه پرس، ماتریس و سنبه به‌وسیله مشعل تا دمای حدود ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد پیش گرم شدند. در مرحله آخر فرآیند، پس از انتقال قطعه‌کار گرم شده به ماتریس (که قبلاً به‌وسیله گریس نسوز روانکاری شده بود)، عملیات فورج با استفاده از یک پرس ضربه‌ای ۴۰ تنی انجام شد.



شکل ۱ از چپ به راست ماتریس، میل پران و سنبه

شکل ۲ مجموعه مونتاژ شده قالب روی پرس

مقادیر مربوط به کسر جامد در دماهای مختلف از طریق معادله ۱ قابل محاسبه است:

$$\boldsymbol{Fs} = \frac{\boldsymbol{Tl-T}}{\boldsymbol{Tl-Ts}} \qquad (۱)$$

که در این رابطه T_l دمای مذاب و T_S دمای جامد وT دمای قطعه است. جدول ۲ مقادیر مربوط به کسر جامد در محدوده دمای خمیری را نشان می‌دهد.

جدول ۲ مقدار کسر جامد در دمای مختلف قطعه کار

دمای نیمه جامد (C^o)	۵۷۵	۵۸۵	۵۹۵
کسر جامد٪	۶۶،۷	۵۰	۳۳،۳

به‌منظور بررسی ریزساختار، ابتدا نمونه‌ها با استفاده از سنباده‌های مختلف سنباده زده شدند و سپس برای صیقلی شدن نمونه‌ها از خمیر الماسه ۰/۵ میکرون استفاده شد. درنهایت برای بهتر آشکار شدن مرز دانه‌ها محلول اچ کلر با ترکیب 75ml(H2O)،20ml(HNO3)،3ml(HCL), 2ml(HF) مورد استفاده قرار گرفت. ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری ساخت شرکت صاایران مورد مطالعه و ارزیابی قرار گرفت.

برای انجام آزمون فشار، از قطعه تراشکاری شده استوانه‌ای شکل با قطر ۷ میلی‌متر و ارتفاع ۱۲ میلی‌متر استفاده شد. قطعه پس از تراشکاری با سرعت ۱ میلی‌متر بر دقیقه تا حد ۷۰٪ کاهش ارتفاع فشرده شد. به این منظور از دستگاه آزمون فشار HOUNSFIELDمدل H50KS، استفاده شد. سختی برینل نمونه‌ها توسط دستگاه سختی سنج مدل KOOPA-UV1، در سه نقطه اندازه‌گیری شده و درنهایت میانگین آن‌ها مورد استفاده قرار گرفت.

قطر میانگین و فاکتور شکل دانه‌ها به ترتیب به‌وسیله روابط ۲ و ۳ محاسبه شدند:

$$D_{av} = \frac{\sum_1^N \sqrt{4A/N}}{N} \qquad (۲)$$

$$\boldsymbol{SF} = \frac{\boldsymbol{1}}{\sum_{\boldsymbol{1}}^{\boldsymbol{N}} (\boldsymbol{P^2/4\pi A})/\boldsymbol{N}} \qquad (۳)$$

که در این روابط N تعداد، A مساحت و p محیط هر دانه است. پارامترهای موردنیاز به‌وسیله نرم‌افزار Image j محاسبه شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- شکل ظاهری نمونه‌ها

شکل ۳ بیلت ماشین‌کاری شده از شمش تولیدشده به‌وسیله فرآیند ریخته‌گری با سطح شیب‌دار را نشان می‌دهد که به‌عنوان ماده اولیه برای فرآیند تیگزوفورجینگ مورد استفاده قرار گرفته است. به این نکته باید توجه شود که عدم ماشین‌کاری بیلت قبل از فورج، باعث افزایش قابل‌توجه اصطکاک سطوح شده و تغییر شکل را با مشکل روبرو می‌کند. همان‌طور که گفته شد، ازجمله

مزایای روش تیگزوفورجینگ توانایی تولید قطعات در یک مرحله است. شکل‌گیری بیلت در یک مرحله، به دلیل تشکیل فیلم مذاب نازک ناشی از ذوب فاز یوتکتیک است، که در دمایی کمتر از دمای ذوب آلومینیم (فاز آلفا) و بین خط لیکوییدوس و سالیدوس رخ می‌دهد، درحالی‌که فاز آلفای اولیه همچنان در حالت جامد باقی مانده است. درواقع با حضور هم‌زمان فاز یوتکتیک مذاب و دانه‌های جامد آلفا، سیلان ماده راحت‌تر صورت می‌گیرد و این امر توانایی تولید قطعات در یک مرحله را فراهم می‌کند [۱۵ و ۱۶].

شکل ۳ بیلت ریخته‌گری شده روی سطح شیب‌دار و ماشین‌کاری شده

شکل ۴ تصویر نمونه‌های تیگزوفورج‌شده را در دماهای ۵۷۵، ۵۸۵ و ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. شکل ۴ الف نمونه فورج‌شده در دمای ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۲۰ دقیقه را نشان می‌دهد. همان‌طور که قابل‌مشاهده است دندانه‌ها به‌طور کامل ایجاد شده است و تنها در قسمت پایینی دارای عمق کمتری است. شکل ۴ ب نمونه تیگزوفورج‌شده در دمای ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. به‌روشنی قابل رؤیت است که در این نمونه تمامی دندانه‌ها از سطح تا کف چرخ‌دنده به‌طور کامل تشکیل شده‌اند و دلیل آن، افزایش جریان ماده به دلیل افزایش کسر مذاب است.

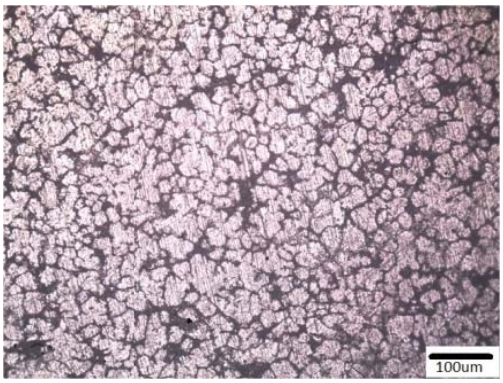
همچنین مشاهده می‌شود پلیسه دچار ترک‌هایی در لبه‌ی بالایی چرخ‌دنده شده، که دلیل آن افزایش کسر مذاب و درنتیجه افزایش گسیختگی ماده حین انقباض است. لازم به ذکر است که این ترک‌ها تنها در بخش پلیسه بوده و پس از تراشکاری پلیسه‌ها، مشاهده شد که در خود قطعه نفوذ نکرده‌اند.

شکل ۴ ج نمونه تیگزوفورج‌شده در دمای ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. تمامی دندانه‌ها از سطح تا کف چرخ‌دنده به‌طور کامل تشکیل شده‌اند که به دلیل افزایش کسر مذاب است. بااین‌وجود سلامت قطعه در اثر فشار زیاد و تماس با هوا کاهش یافته و کل قطعه دچار ترک‌های متعددی است. همچنین مقداری مذاب از سطح جدایش قالب به بیرون پاشیده شده است.

شکل ۴ نمونه‌های تیگزوفورج‌شده در دمای (الف) ۵۷۵ (ب) ۵۸۵ (ج) ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد

۳-۲- میکروساختار

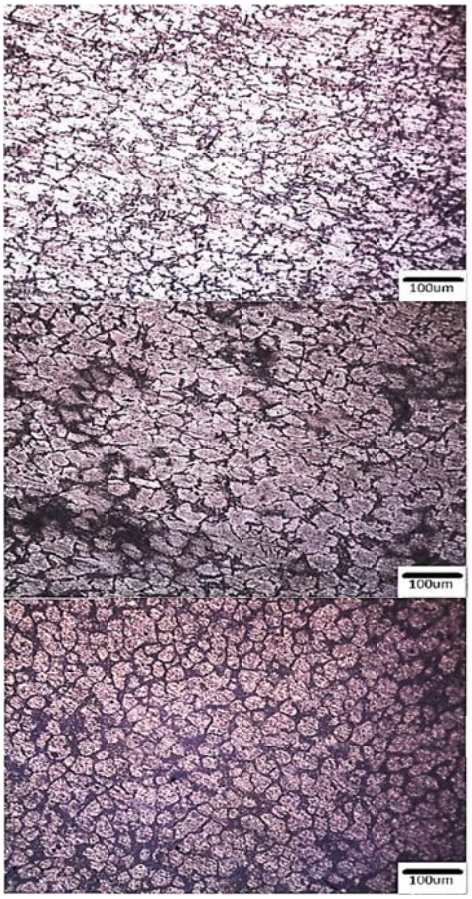
شکل ۵ ریزساختار مربوط به فرآیند ریخته‌گری با سطح شیب‌دار را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل مشاهده می‌شود، ریزساختار دندریتی رایج در ریخته‌گری‌های معمول، در این روش ریخته‌گری دیده نمی‌شود و شاهد ساختاری غیر دندریتی هستیم. با تماس مذاب با سطح شیب‌دار هسته‌های اولیه از فاز جامد آلفای اولیه به دلیل انتقال حرارت شکل می‌گیرد. در حین حرکت مذاب، تنش برشی ناشی از نیروی ثقلی مذاب منجر به شکستن شاخه‌های دندریتی در حال رشد بر روی سطح شیب‌دار می‌شود. شاخه‌های دندریت شکسته شده در داخل مذاب جریان پیدا می‌کنند و به همراه آن به داخل قالب استوانه‌ای قرار گرفته در پایین سطح شیب‌دار می‌ریزند [۱۷و۱۸].



شکل ۵ ریزساختار شمش آلیاژ آلومینیم A356 تولید شده با استفاده از ریخته‌گری بر روی سطح شیب‌دار

در شکل ۶، ریزساختارهای حاصل از فرآیند تیگزوفورجینگ در دماهای گرمایش مجدد ۵۷۵، ۵۸۵ و۵۹۵ درجه سانتی‌گراد، نشان داده شده است. با مشاهده ریزساختار نمونه‌های فورج‌شده و مقایسه آن‌ها با شکل ۵ می‌توان پی برد که به‌طورکلی با گرمایش مجدد، ریزساختار غیر دندریتی به ساختار با دانه‌های تقریباً کروی تغییر شکل پیدا کرده است. بنابراین گرم کردن مجدد علاوه بر ایجاد حالت خمیری و آماده شدن بیلت جهت عملیات فورج، به تشکیل ریزساختار کروی‌تر نیز کمک کرده است [۱۹].

افزایش اندازه دانه‌ها با تغییرات دما را می‌توان با دو مکانیزم تلقیح[1] و استوالد[2] توجیه کرد [۲۲-۲۰] . مکانیزم تلقیح که به‌وسیله حرکت مرزدانه رخ می‌دهد، به‌عنوان مکانیزم غالب برای درشت شدن دانه‌ها در کسر جامد زیاد (بالای ۶۰ درصد) عمل می‌کند. تئوری استوالد که در رابطه با زمان تعریف می‌شود، به‌وسیله انحلال ذرات کوچک و رشد ذرات بزرگ اتفاق می‌افتد که منجر به کاهش انرژی آزاد سیستم و درنتیجه کاهش سطح مشترک جامد و مایع می‌شود. تئوری استوالد به‌عنوان مکانیزم غالب برای درشت شدن دانه‌ها در زمان‌های زیاد و کسر جامد کم (زیر ۶۰ درصد) عمل می‌کند. نتیجه حاصل از مکانیزم تلقیح، دانه‌های درشت و بی‌قاعده است، درحالی‌که نتیجه حاصل از تئوری استوالد، دانه‌های درشت با شکل منظم است. همان‌طور که مقایسه شکل ۵ و ۶ الف نشان می‌دهد، اندازه دانه در دما ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد کاهش یافته است. همچنین شاهد افزایش اندازه دانه‌های جامد با



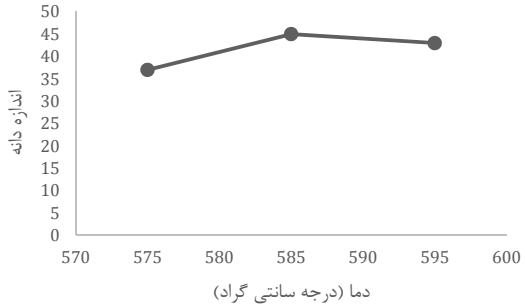
شکل ۶ ریزساختار نمونه‌های تیگزوفورج‌شده در دمای (الف) ۵۷۵ (ب) ۵۸۵ (ج) ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد

افزایش دما از ۵۷۵ تا ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد هستیم. در دمای ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد کاهش اندازه دانه‌ها به دلیل حضور مؤثرتر مخلوط یوتکتیک مذاب و پدیده نفوذ مایع است که منجر به جدا شدن دانه‌ها از یکدیگر می‌شود. افزایش اندازه دانه‌های جامد با افزایش دما تا ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد را می‌توان به‌وسیله انحلال ذرات کوچک و رشد ذرات بزرگ (تئوری استوالد) توجیه کرد. همچنین مشاهده می‌شود که با افزایش دما تا ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد اندازه دانه‌ها کاهش یافته است که دلیل آن افزایش کسر مذاب تا حدود ۷۰٪ است. همان‌طور که شکل ۶ج نشان می‌دهد در دمای ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد از فاز آلفا اولیه کاسته شده و به مخلوط یوتکتیک افزوده شده است و در واقع نمونه به سمت ذوب کامل حرکت می‌کند.

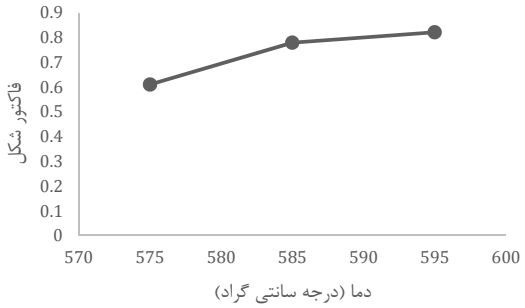
همچنین تصاویر ریزساختار حاصل از فرآیند تیگزوفورجینگ نشان می‌دهد که افزایش دمای نیمه جامد منجر به بهبود فاکتور شکل دانه‌ها می‌شود. افزایش دمای نیمه جامد منجر به ذوب بخشی از دانه‌ها و کاهش سطح مشترک بین فاز جامد و مایع

[1]- Coalescence
[2]- Ostwald

می‌شود که به‌عنوان نیروی محرک برای کروی‌تر شدن دانه‌ها عمل می‌کند [۱۷، ۲۰، ۲۳]. در مورد نمونه ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد میزان کرویت به علت کسر جامد کمتر نمونه و سپس ضربه پرس، کاهش یافته است. نتایج حاصل از تعیین اندازه دانه‌ها و فاکتور شکل آن‌ها به ترتیب در نمودارهای ۱ و ۲ نشان داده شده است. همان‌طور که از این دو نمودار قابل مشاهده است، ریزترین ریزساختار (اندازه دانه ۳۷ میکرون) در دمای نیمه جامد ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد حاصل شده است. همچنین بالاترین فاکتور شکل دانه‌ها (۰/۸۲۱) در دمای نیمه جامد ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد به دست آمد.



نمودار ۱ تغییرات اندازه دانه بر حسب دما، برای نمونه‌های تیگزوفورج شده آلیاژ A356



نمودار ۲ تغییرات فاکتور شکل (میزان کرویت) بر حسب دما برای نمونه‌های تیگزوفورج‌شده آلیاژ A356

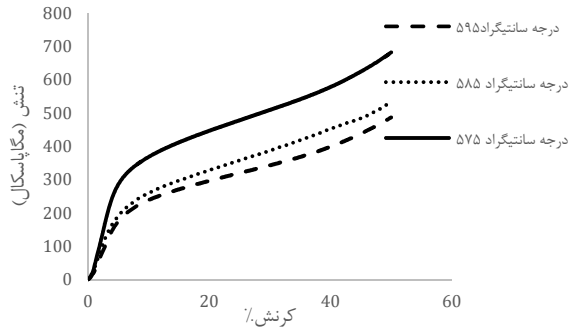
۳-۳- خواص مکانیکی

زمانی که ریزساختار به‌صورت دندریتی با شاخه‌های ثانویه رشد پیدا کند، دندریت‌ها به‌عنوان مراکز شروع گسیختگی عمل کرده و منجر به کاهش خواص مکانیکی می‌شوند. ازجمله معایب دیگر ریزساختار دندریتی ناهمگنی خواص است. با تغییر ریزساختار از شکل دندریتی به کروی، می‌توان به قطعاتی با خواص مکانیکی بهتر دست‌یافت [۲۴].

شکل ۷ نمونه‌های ماشین‌کاری شده و تغییر شکل یافته بعد از آزمون فشار را نشان می‌دهد.

شکل ۷ نمونه‌های ماشین‌کاری شده و تغییر شکل یافته بعد از آزمون فشار

در نمودار ۳ منحنی تنش- کرنش نمونه‌های تهیه شده از چرخ‌دنده‌های تولیدشده از طریق فرآیند تیگزوفورجینگ در دماهای مختلف آمده است.



نمودار ۳ منحنی تنش- کرنش نمونه‌های تیگزوفورج‌شده آلیاژ آلومینیم A356 در دماهای نیمه جامد ۵۷۵، ۵۸۵ و ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد

نتایج استحکام فشاری (تنش تسلیم و تنش نهایی) نمونه حاصل از ریخته‌گری با سطح شیب‌دار به ترتیب برابر ۹۷ و ۱۷۲ مگا پاسکال است. با بررسی نتایج به‌دست‌آمده برای نمونه سطح شیب‌دار و مقایسه آن با جدول ۳ این نتیجه حاصل می‌شود که تنش تسلیم و فشاری نهایی برای نمونه‌های تیگزوفورج‌شده در تمامی حالت‌ها بهتر از فرآیند ریخته‌گری با سطح شیب‌دار است. افزایش استحکام فشاری این نمونه‌ها را می‌توان به اصلاح دانه‌بندی ریزساختار (به‌طورکلی دانه‌های نسبتاً کروی و ریزتر) در اثر عملیات گرمایش مجدد و کاهش تخلخل و افزایش چگالی در اثر تغییر مکانیکی و کار انجام‌شده روی نمونه‌ها در اثر ضربه پرس مربوط دانست. جدول ۳ نشان می‌دهد که مقادیر تنش تسلیم و تنش فشاری نهایی با افزایش دما کاهش می‌یابد.

با توجه به وابستگی خواص مکانیکی به اندازه دانه‌ها، افزایش استحکام مکانیکی با فرضیه هال– پچ قابل توجیه است. طبق فرضیه هال-پچ، مقاومت در مقابل تغییر شکل پلاستیکی فلزات

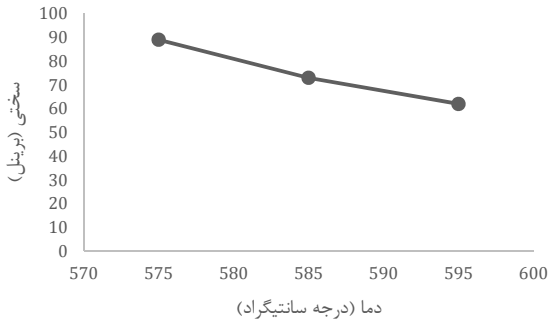
با جذر اندازه دانه رابطه معکوس دارد ($\sigma \propto d^{-1/2}$). این فرضیه بیان می‌کند که مرز دانه به موانعی برای حرکت نابجایی عمل می‌کند که در تغییر شکل پلاستیک فلزات نقش اصلی دارند. بنابراین ریزتر شدن دانه‌ها و افزایش مرز دانه، منجر به افزایش مقاومت در برابر تغییر شکل پلاستیکی فلزات می‌شود [۲۵، ۲۶]. همچنین در دمای ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد به دلیل نزدیکی به حالت جامد، میزان کار انجام‌شده روی نمونه بیشتر بوده و بازیابی کمتری اتفاق می‌افتد.

با بررسی مجدد مقادیر موجود در جدول ۳ می‌توان به این نکته پی برد که بالاترین استحکام مکانیکی (تنش تسلیم معادل ۲۱۸ مگا پاسکال و تنش فشاری نهایی برابر با ۴۶۶ مگا پاسکال) در دمای نیمه جامد ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد حاصل شده است.

جدول ۳ مقادیر استحکام فشاری(تنش تسلیم و تنش نهایی) نمونه‌های آلیاژ آلومینیم A356 تیگزوفورج‌شده در دما مختلف

دمای نیمه جامد (درجه سانتی‌گراد)	تنش تسلیم (مگا پاسکال)	تنش فشاری نهایی (مگا پاسکال)
۵۷۵	۲۱۸	۴۶۶
۵۸۵	۱۳۷	۳۴۶
۵۹۵	۱۲۹	۳۱۰

سختی برای شمش حاصل از ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار، برابر با ۶۰ برینل اندازه‌گیری شد. نتایج آزمون سختی برای نمونه‌های تیگزوفورج‌شده، در نمودار ۴ نشان داده شده است. همان‌طور که در نمودار ۴ مشاهده می‌شود، با افزایش دمای نیمه جامد، سختی کاهش می‌یابد. این روند مشابه تغییرات استحکام فشاری بود که قبلاً به آن اشاره شد. مقایسه میزان سختی قطعات فورج‌شده با نمونه سطح شیب‌دار، نشان می‌دهد که حتی نمونه فورج‌شده با ضعیف‌ترین خواص مکانیکی، دارای مقادیر بیشتر سختی و استحکام است. این مسئله به این دلیل است که، حتی اگر در اثر پیش‌گرم و فورج نمونه‌ها اصلاحی در ساختار رخ ندهد، کاری که در اثر فورج به روی نمونه انجام‌شده است میزان نابجایی‌ها را در ماده افزایش داده و باعث کارسختی و افزایش استحکام نمونه‌ها می‌شود.



نمودار ۴ تغییرات سختی نمونه‌های آلومینیم A356 تیگزوفورج‌شده در دماهای ۵۷۵، ۵۸۵ و ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد

۴- نتیجه‌گیری

۱- از انتقال حرارت بین مذاب و سطح شیب‌دار و تنش برشی اعمالی بر لایه‌های مذاب می‌توان به‌عنوان عاملی مؤثر در تبدیل ریزساختار از دندریتی به غیردندریتی نام برد.

۲- به جرأت می‌توان گفت، با کنترل پارامترهای محیطی و فنی، می‌توان دمای ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد را به‌عنوان دمای بهینه تیگزوفورجینگ برای آلیاژ A356 دانست.

۳- نمونه تیگزوفورج شده در دمای ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد دارای بهترین خواص مکانیکی (تنش تسلیم ۲۱۸ مگا پاسکال، تنش فشاری نهایی ۴۶۶ مگا پاسکال و سختی ۸۹ برینل) است.

۴- با افزایش دما تا ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد، درصد انقباض مذاب و احتمال بروز معایب انقباضی بیشتر شده و از طرفی کاهش بیش‌ازحد دمای قطعه به دلیل افزایش کسر جامد، منجر به کاهش سیالیت و عدم پر شدن کامل قالب می‌شود.

۵- افزایش دمای نیمه‌جامد تا ۵۹۵ درجه سانتی‌گراد، منجر به ذوب بخشی از دانه‌ها و کاهش سطح مشترک بین فاز جامد و مایع می‌شود که به‌عنوان نیروی محرک برای کروی‌تر شدن دانه‌ها عمل می‌کند.

۶- گرچه در نمونه‌ها با کسر جامد کمتر، شکل ظاهری قطعه بهبود یافت اما در شرایط یکسان تجهیزات، خواص مکانیکی کاهش یافت.

۵- مراجع

[1] S.A. Kori, B.S. Murty, M. Chakraborty, Development of an efficient grain refiner for Al±7Si alloy and its modification with strontium, *Materials Science and Engineering* A, No. 283, pp. 94-104, 2000.

[2] O. Lashkari, S. Nafisi, R. Ghomashchi, Microstructural characterization of rheo-cast billets prepared by variant pouring temperatures, *Materials Science and Engineering* A, No. 441, pp. 49-59,2006.
[3] Y. Birol, A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting, *Journal of Materials Processing Technology*, No. 186, pp. 94-101, 2007.
[4] J. Choi, J.H. Park, J.H. Kim, S.K. Kim, Y.H. Kim, J.H. Lee, A study on manufacturing of aluminium automotive piston by thixoforging, *International Journal of Advancedn Manufacturing Technology,* No. 32, pp. 280-287, 2007.
[5] H. Wang, C.J. Davidson, D.H. StJohn, Semisolid microstructural evolution of AlSi7Mg alloy during partial remelting, *Materials Science and Engineering*. A, No. 368, pp. 159-167, 2004.
[6] D. Liu, H.V. Atkinson, P. Kapranos, W. Jirattiticharoean, H. Jones, Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixoformed high performance aluminium alloys, *Materials Science and Engineering* A, No. 361, pp. 213-224, 2003.
[7] Z. Fan, Semisolid metal processing, *International Materials Reviews,* No. 47, pp. 49-85, 2002.
[8] R. Moschini, Production of automotive components by pressure die-casting in the semi-liquid state, in: Proceedings on International *Conference on Aluminium Alloys: New Process Technologies*, 1993.
[9] M.P. Kenney, J.A. Courtois, R.D. Evans, G.M. Farrior, C.P. Kyonka, A.A. Koch, K.P. Young, Semisolid Metal Casting and Forging, 9th ed., ASM International, Metals Park, OH, 1988.
[10] S.A. Sajjadi, H.R. Mezatpour, M.T. Parizi, Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/Al2O3 composites fabricated by stir and compo-casting processes, *Materials & Design,* No. 34, pp. 106-111, 2011.
[11] H. Atkinson, Current status of semi-solid processing of metallic materials, *Advances in Material Forming*, No. 352, pp. 81-98, 2007.
[12] M. Kiuchi, R. Kopp, Mushy/semi-solid metal forming technology present and future, *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, No. 51, pp. 653-670, 2002.
[13] G. Vaneetveld, A. Rassili, J.C. Pierret, J. Lecomte-Beckers, Improvement in thixoforging of 7075 aluminium alloys at high solid fraction, *Solid State Phenomena*, No.141, pp. 707-712, 2008.
[14] M.C. Flemings, Behavior of metal alloys in the semisolid state, *Metallurgical Transactions*, Vol. A, No. 22, pp. 957-981, 1991.
[15] L. Khizhnyakova, M. Ewering, G. Hirt, K. Bobzin, and N. Bagcivan, Metal flow and die wear in semi-solid forging of steel using coated dies, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, No. 20, pp. 954- 960, 2010.
[16] H. H. Kim and C. G. Kang, Vacuum-assisted rheo-forging process of A356 aluminum alloys, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 48, No. 15, pp. 1626-1636, 2008.
[17] Y. Birol, "A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting" *Journal of materials processing technology*, Vol. 186, No. 1, pp. 94-101, 2007.
[18] R. Canyook, 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.
[19] P. K. Seo, D. U. Kim, C. G. Kang, The characteristics of grain size controlled microstructure and mechanical properties of Al-Si alloy by thixocasting and rheocasting process, *Journal of materials processing technology*, No.162, pp. 570-578, 2005.
[20] Z. Zhao, 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.
[21] D. Liu, Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixoformed high performance aluminium alloys, *Materials Science and Engineering*, Vol. 361, No. 1, pp. 213-224, 2003.
[22] V. A. Snyder, J. Alkemper, P. W. Voorhees, The development of spatial correlations during Ostwald ripening: a test of theory, *Acta Materialia*, Vol. 48, No. 10, pp. 2689-2701, 2000.
[23] S. Ashouri, Semi-solid microstructure evolution during reheating of aluminum A356 alloy deformed severely by ECAP, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 466, No. 1, pp. 67-72, 2008.
[24] M. Gojić, L. Lazić, S. Kožuh, L. Kosec, The effect of defects on tensile strength of the continuous steel casting products, *Materials and Geoenvironment*, Vol. 58, No. 3, pp. 241–252, 2011.
[25] U. A. Curle, G. Govender, Semi- solid rheocasting of grain refined aluminum alloy 7075, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, No. 20, pp. 832-836, 2010.
[26] C. Ayas, V. S. Deshpande, M. G. D. Geers, 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.