

بهینه‌سازی تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم A360 تولید شده به روش ریخته‌گری نیمه جامد

امین کلاه‌دوز^{۱*}، محسن لوح موسوی^۲

* نویسنده مسئول: aminkolahdooz@iaukhsh.ac.ir

چکیده

واژه‌های کلیدی

ریخته‌گری، بهینه‌سازی، شبکه عصبی، الگوریتم ژنتیک، آلیاژ Al-A360

ریخته‌گری نیمه‌جامدها، فرآیندی نوین می‌باشد که می‌تواند قطعاتی با ساختار یکنواخت کروی و با خواص مکانیکی بهبود یافته را تولید نمود. در این مقاله از روش مذاب‌ریزی بر روی سطح شیب‌دار برای تولید آلیاژ آلومینیم A360 استفاده شده است. با جریان یافتن مذاب بر روی این سطح و اعمال تنش، فاز اولیه شاخه‌ای در این آلیاژ به یک فاز غیرشاخه‌ای تبدیل می‌گردد. در این تحقیق تاثیر پارامترهایی از قبیل طول و زاویه سطح، دمای قالب و دمای بارریزی به عنوان متغیرهای فرآیند در نظر گرفته شده و مقادیر سختی و استحکام آلیاژ بر اساس تغییرات در پارامتر اندازه دانه مورد محاسبه قرار می‌گیرد. در مرحله بعد، رابطه بین ورودی و خروجی‌های فرآیند با استفاده از شبکه عصبی به دست می‌آید. در نهایت رابطه به دست آمده با استفاده از الگوریتم ژنتیک بهینه می‌شود. نتایج نشان می‌دهد که با تغییر در دمای بارریزی و دمای قالب، سختی نمونه‌ها نیز تغییر می‌کند. به طوریکه با تغییر دمای بارریزی میزان ۱۲٪ افزایش و با تغییر دمای قالب به میزان ۵٪، سختی افزایش می‌یابد. همچنین طول و زاویه سطح شیب‌دار نیز به ترتیب تاثیر ۱۲٪ و ۹٪ در مقدار افزایش سختی و ۱۳٪ و ۶٪ در میزان افزایش استحکام دارد.

۱- استادیار، دانشکده مکانیک، دانشگاه آزاد اسلامی واحد خمینی شهر

۲- استادیار، دانشکده مکانیک، دانشگاه آزاد اسلامی واحد خمینی شهر

۱- مقدمه

از خصوصیات استحکام به وزن بالا می‌باشد. بنابراین می‌توان قطعاتی با وزن کمتر که موجب صرفه جویی در هدف سوخت می‌شود را تولید نمود. این امر در صنایع هوایی و خودروسازی از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. [۱] و [۲]. در حال حاضر در حدود ۸۵٪ تولیدات قطعات آلومینیمی به روش ریخته‌گری تحت فشار انجام می‌شود. در عین حال، وجود تخلخل، کاربرد این روش را در مواردی که نیاز به کیفیت بالا وجود داشته باشد، محدود می‌سازد و بعلاوه، امکان بهبود خواص را به کمک عملیات حرارتی از بین می‌برد [۳ و ۴]. قطعات ساختاری هواپیما مثل ناودان تخلیه سیستم سوخت، قطعاتی هستند که نیاز به پایداری بالا در مقابل گسترش ترک خستگی دارند. این قطعات توسط فرآیندهای ماشینکاری و آهنگری تولید می‌شوند [۵].

تا چند سال گذشته عملیات آهنگری تنها راه تولید قطعات سبک و مطمئن بود، اما مصرف انرژی بالا، عدم توانایی تولید با شکل نهایی، هزینه بالای ماشین آلات و نرخ تولید کم از مشکلات این روش تولید محسوب شد [۵].

فان [۶] با تشریح مفهوم شکل‌دهی نیمه‌جامد، روش‌هایی از قبیل همزن مکانیکی، سطح شیب‌دار خنک‌کننده و ... را برای تولید ذرات کروی در برد انجماد آلیاژ و برای تولید قطعه در سرعت‌های مختلف بارریزی پیشنهاد داد.

روش ریخته‌گری به روش سطح شیب‌دار به عنوان روشی ساده، سریع و کم‌هزینه برای تولید شمش‌های نیمه‌جامد می‌باشد. ساختار حاصل از این روش با تغییر پارامترهایی از قبیل دمای بارریزی، جنس سطح شیب‌دار، طول و زاویه سطح شیب‌دار تغییر می‌کند [۷]. بیروول [۸] تاثیر دمای بارریزی و طول سطح شیب‌دار را در ریخته‌گری آلیاژ A357 مورد بررسی قرار داد و به این نتیجه رسید که با افزایش دمای بارریزی باید طول سطح شیب‌دار را نیز

افزایش داد تا ریزساختار مطلوب تری بدست آید. مرادیان و اکبری [۹] با استفاده از این روش اقدام به تولید شمش‌های تیکسوتروپیک^۱ نمودند. آنها گزارش کردند که علاوه بر شکل و اندازه جوانه‌های جامد فاز α -Al، اندازه و شکل و نحوه پراکندگی فاز سیلیسیم یوتکتیک نیز بر خواص مکانیکی شمش تولیدی موثر است. توشیو و همکاران [۱۰] به بررسی خواص شمش تولید شده با روش سطح شیب‌دار با استفاده از قالبهای متفاوت پرداختند. نتایج گزارش شده حاکی از آن است که هنگام استفاده از قالب فلزی عایق‌بندی شده، بعلت کاهش نرخ انتقال حرارت و در نتیجه نرخ خنک‌کنندگی پایین، سیلیسیم اولیه بسیار درشت شد. اما زمانی که از قالب مسی استفاده شد. به علت بهینه‌شدن نرخ خنک‌کنندگی، سیلیسیم اولیه ریز و درشتی ریز ساختار نیز دانه ریز شد. همچنین کج‌انگ [۱۱] و گارات [۱۲] تحقیق خود را بر روی آلیاژهای آلومینیم در حالت نیمه جامد، بنا نهادند و به این نتیجه رسیدند که شرایط گرمایش مجدد مانند دما و زمان نگهداری، جهت دستیابی به ساختار دانه ریز و یکنواخت بسیار حائز اهمیت می‌باشد. لی و همکاران [۱۳] از الگوریتم ژنتیک برای بهینه‌سازی طرح پارامترها در فرایند تولید فلزات نیمه جامد استفاده کردند. جیانگ و همکاران [۱۴] از یک استراتژی خنک‌سازی یا حرارتی مطلوب برای بدست آوردن توزیع حرارت یکسان در طول قطر یک استوانه، در یک زمان نسبتاً کوتاه در تشکیل فلزات نیمه جامد آلیاژ آلومینیم A356 استفاده کردند. نیلی احمدآبادی و همکاران [۱۵] به بررسی اثر دمای سطح شیب‌دار بر ریزساختار آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ پرداختند. آن‌ها بیان داشتند که با انجام بارریزی به صورت پیوسته، دمای سطح افزایش می‌یابد. این افزایش دما باعث کاهش اثر خنک‌کنندگی سطح شیب‌دار و کاهش پدیده جداشدن ذرات جامد می‌شود. در نتیجه مذاب

1 - Thixotropic

۲- مواد و روش انجام آزمایش ها

در این تحقیق آلیاژ آلومینیم A360 با ترکیب شیمیایی مندرج در جدول (۱) مورد استفاده قرار گرفت. پارامترهای متغیر فرآیند طبق جدول (۲) مورد بررسی قرار گرفته است. در ابتدا یک نمونه با روش متداول ریخته‌گری با دمای بارریزی 670°C در قالب فلزی که یک استوانه فولادی با قطر داخلی ۶۵ mm و ارتفاع ۱۵۰ mm و با ضخامت ۵ mm است، ریخته شد. از نکات قابل توجه در مورد قالب، آن است که جهت جلوگیری از چسبیدن مذاب به سطح قالب، سطح داخلی قالب همواره بایستی بوسیله اکسید زیرکونیوم پوشش داده شود. به منظور انجام هر یک از آزمایش‌ها میزان ۲/۵ کیلوگرم از آلیاژ در بوت‌های از جنس کاربید سیلیسیم و توسط یک کوره مقاوم‌تی حرارت داده شد تا ذوب گردد، پس از آن به آلیاژ مذاب اجازه داده شد تا در دماهای بارریزی سرد شود و در نهایت بر روی سطح شیب‌داری از جنس فولاد جریان یافته و در انتها به درون قالب استوانه‌ای ریخته‌گری شده است (شکل ۱).

پس از اتمام مذاب‌ریزی و خنک شدن نمونه در دمای محیط، برش آن در فاصله ۶۰ و ۱۵۰ mm از قسمت زیرین آن انجام شد. پس از عملیات سنباده‌زنی، صیقل کاری و حکاکی با محلول weck، از تصویر میکروسکوپی نمونه‌ها ۱۰۰ ذره انتخاب شد و قطر متوسط و فاکتور شکل آن‌ها با استفاده از یک سیستم آنالیز تصویری بدست آمد. برای محاسبه فاکتور شکل ذرات فاز اولیه، F ، که بیانگر میزان کرویت آنها است از رابطه (۱) استفاده شد [۳].

$$F = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (1)$$

در این رابطه، A مساحت و P محیط دانه‌ها در سطح مقطع نمونه می‌باشد و افزایش فاکتور شکل بیانگر کرویت تر شدن دانه‌ها است.

جدول (۱) ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده (درصد وزنی)

عنصر آلیاژی	Si	Cu	Mg	Zn	Fe	Al
درصد وزنی	۹/۰	۰/۲۹	۰/۲۹	۰/۱۱	۰/۴۲	۸۹/۸۵

تقریباً به صورت کامل وارد قالب شده و سبب می‌شود ساختار نهایی ساختاری غیر کرووی یا با کرویت کم باشد. پارک و همکاران [۱۶] نیز به بررسی نحوه حرارت‌دهی قطعه‌ای از جنس آلیاژ آلومینیم A356 در فرآیند آهنگری نیمه‌جامد پرداختند. ایشان شرط لازم جهت تولید مطلوب آلیاژ را کمینه کردن اندازه ذرات در نظر گرفتند.

نوروزی و همکاران [۱۷] بهبود خواص آلیاژ آلومینیم را در فرآیند بارریزی روی سطح شیب‌دار بررسی کردند. آنان در مقاله خود به بررسی اثر دمای بارریزی و دمای قالب پرداخته‌اند. آنان اعلام داشتند که دمای بارریزی تاثیر زیادی در اندازه دانه‌های فاز اولیه خواهد داشت در صورتی که دمای قالب باعث بهبود میزان کرویت دانه‌های به وجود آمده می‌شود.

حسینی و همکاران [۱۸] نیز به بررسی عواملی هم چون دمای بارریزی، زاویه و طول سطح شیب‌دار روی اندازه دانه و کرویت آلیاژ آلومینیم پرداختند.

همان‌گونه که مشخص است تحقیقات صورت پذیرفته در این مسیر تنها به بررسی اثر یک یا دو عامل، بخصوص عواملی مانند طول و زاویه سطح شیب‌دار و یا دمای بارریزی پرداخته‌اند.

در این تحقیق، آلیاژ آلومینیم A360 به دلیل ریخته‌گری و قابلیت جوشکاری مناسب، مقاومت در برابر سایش و مقاومت پوششی بالا انتخاب شده است. ابتدا با تغییر در پارامترهایی از قبیل دمای قالب، دمای بارریزی، طول و زاویه سطح شیب‌دار که باعث تغییر در سرعت ریخته‌گری و انجماد آلیاژ می‌گردد، به بررسی تجربی تغییرات در مقدار و شکل اندازه دانه فاز اولیه پرداخته شده است. در ادامه ارتباط این تغییرات با سختی و استحکام نتایج مورد ارزیابی قرار گرفته و در نهایت با استفاده از الگوریتم ژنتیک و شبکه عصبی بهترین نتیجه گزارش گردیده است.

گرفت. برای انجام آزمایش کشش مطابق با استاندارد اشاره شده، از قطعات تولیدی نمونه‌های دمبلی شکل با قطر مقطع ۹ میلی‌متر و طول تحت کشش ۴۵ میلی‌متر تهیه شد. برای برخورداری از دقت بالا و اعتبارسنجی بر نتایج، از هر قطعه سه نمونه کشش تهیه شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریخته‌گری ثقلی

شکل (۲) ریزساختار آلیاژ آلومینیوم A360 در حالت ریخته‌گری معمولی در قالب فلزی با دمای بارریزی 670°C را نشان می‌دهد. ساختار دندریتی^۱ حاصل از ریخته‌گری در این شکل به وضوح مشاهده می‌شود. سختی نمونه ریخته‌گری معمولی $59/8\text{ HB}$ و تنش سیلان آن 119 Mpa بدست آمد.



شکل (۲) ریزساختار آلیاژ آلومینیوم A360 در حالت ریخته‌گری معمولی در قالب فلزی با دمای بارریزی 670°C

ریزساختار حاصل از ریخته‌گری معمولی شامل دندریتهای درشت فاز آلفای اولیه و فاز یوتکتیکی بین دندریتی سلیسیم است. فاز یوتکتیکی به صورت شاخه‌های سوزنی سلیسیم یوتکتیک می‌باشد که در زمینه‌ای از فاز آلفای اولیه پراکنده شده‌اند. سلیسیم موجود در آلیاژ A360 به صورت محلول می‌باشد که با افت دما میزان حلالیت آن در آلومینیوم کاهش می‌یابد. با کاهش دما در دمای یوتکتیک، سلیسیم شروع به جوانه زنی و رشد می‌کند. این رشد به صورت شاخه‌های سوزنی می‌باشد. از آنجائیکه

جدول (۲) پارامترهای آزمایش

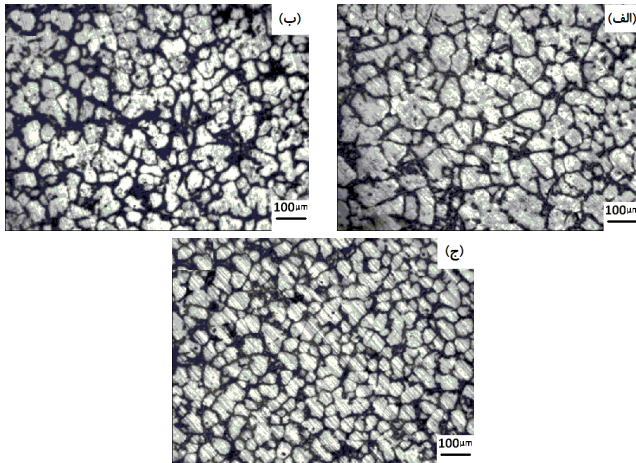
دمای بارریزی (PT) ($^{\circ}\text{C}$)	۶۷۰، ۶۵۰، ۶۳۰، ۶۱۰، ۵۹۰
طول سطح شیبدار (CL) (mm)	۵۰۰، ۴۰۰، ۳۰۰
زاویه سطح شیبدار (CA) (درجه)	۶۰، ۴۵، ۳۰
دمای قالب ($^{\circ}\text{C}$)	۶۰۰، ۳۰۰، ۲۵



شکل (۱) دستگاه مورد استفاده در این تحقیق و شماتیک عملکرد فرآیند

همچنین جهت بررسی خواص مکانیکی قطعات تولید شده در تحقیق حاضر، آزمایش‌های سختی و کشش روی قطعات انجام پذیرفت. آزمایش سختی مطابق با استاندارد ASTM E23 به وسیله دستگاه سختی‌سنج دیجیتالی یونیورسال مدل کوپا UVI و تحت شرایط نیروی 50 Kgf ، زمان اعمال نیروی ۳ ثانیه و با قطر گوی 2 mm انجام گرفت. جهت آزمایش سختی تمامی نمونه‌ها از نظر عدد سختی برنیل در ۵ نقطه مختلف و با رعایت نکات لازم صورت پذیرفت. برای تعیین مقدار تنش سیلان، روی قطعات تولیدی آزمایش کشش انجام گرفت. آزمایش کشش مطابق با استاندارد ASTM B557 M صورت

اثر جریان و همچنین ریختن مخلوط نیمه جامد به درون قالب منتفی شده و مورفولوژی ذرات حاصله دندریتی می-شود. این پدیده اهمیت رسیدن به دمای بارریزی بهینه را نشان می دهد.



شکل (۴) ریزساختار نمونه ریخته گری در دماهای بارریزی (الف)

۶۷۰°C (ب) ۶۵۰°C (ج) ۶۳۰°C

نمودار حاصل از تغییرات سختی نمونه ها بر حسب دمای بارریزی در شکل (۵) آمده است. پایین تر بودن عدد سختی مربوط به نمونه ریخته گری ثقلی (۵۹/۸HB) نسبت به نمونه ریخته گری روی سطح شیبدار (۶۳HB) در دمای یکسان بارریزی حاکی از تاثیر بکارگیری سطح شیبدار در ریزتر کردن ساختار از طریق اعمال تنش برشی و شکستن شاخه های دندریتی است. با کاهش دمای بارریزی از ۶۷۰°C به ۶۳۰°C و سپس به ۶۱۰°C مشاهده می شود که سختی روند افزایشی داشته به طوری که به بیشترین مقدار خود در دمای ۵۸۰°C یعنی ۶۹HB می رسد. در واقع با کاهش دمای بارریزی و برخورداری از دمای فوق گداز کم، کسر جامد بیشتری بر روی سطح شیبدار منجمد می شود که این امر خود باعث افزایش سهم جامدی منجمد شده به صورت غیردندریتی می شود.

سیلیسیم عنصر اصلی آلیاژ A360 می باشد مورفولوژی و خواص مکانیکی این آلیاژ تحت تاثیر نوع ساختار سیلیسیم و توزیع آن قرار دارد. میزان جذب گاز، سیالیت آلیاژ و خواص ریخته گری این آلیاژ با اصلاح ساختار فاز آلفای اولیه بهبود می یابد. با توجه به اینکه فاز آلفای اولیه به صورت شاخه ای و جامد می باشد سیالیت مذاب را کاهش داده و از آنجائیکه این شاخه ها در حین بارریزی با هم تداخل می یابند لذا عدم پر شدن حفره ها و گوشه ها را موجب می شود. همچنین این شاخه ها با بوجود آوردن حفره ها و جلوگیری از ارتباط مذابی که در بین شاخه های دندریتی می باشد، باعث ایجاد تخلخل می شوند.

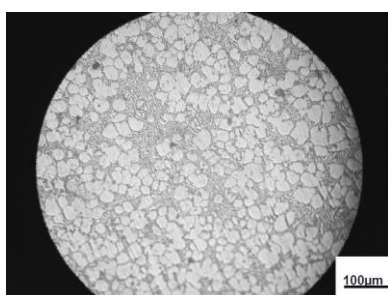
۳-۲- عوامل موثر بر سرعت ریخته گری و انجماد

در این بخش از مقاله به بررسی تاثیر عوامل مختلف در تغییرات ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ پرداخته شده است.

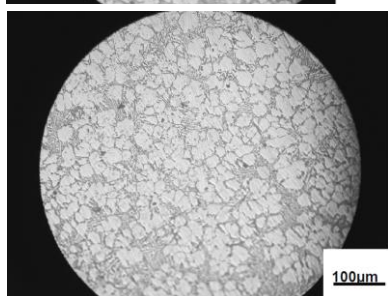
۳-۲-۱- تاثیر دمای بارریزی

شکل (۳) ریزساختار نمونه های حاصل از ریخته گری در دماهای بارریزی ۶۷۰°C، ۶۵۰°C و ۶۳۰°C را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود، روند تغییر در شکل ریزساختار با کاهش دمای بارریزی بسیار واضح است. دمای بارریزی یکی از عوامل مهم و موثر در فرآیند است. این پارامتر بر روی میزان کسر جامد تاثیر گذاشته است. اگر این دما خیلی کاهش یابد، باعث افزایش نامناسب کسر جامد می شود که به تبع آن اندازه متوسط ذرات و درجه آگلومره شدن افزایش و میزان کرویت کاهش می یابد. برعکس، با افزایش بیش از حد دمای بارریزی، گرمایی که به سیستم تحمیل می شود بیشتر شده و مناطق جامد و خمیری بر روی سطح محدودتر شده و تدریجاً محو می شوند. بدین ترتیب، پدیده تشکیل ذرات جامد روی سطح و جدا شدن آنها بر

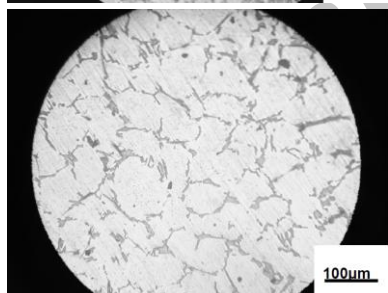
مناسب تر فاز جامد α اولیه، تجزیه یوتکتیک با سرعت کمتری نیز صورت می‌گیرد. بنابراین آنچه که در این حالت حاصل می‌شود ایجاد دانه‌های ریز هم محور آلومینیم ثانویه به همراه توزیع یکنواخت تر این فازها می‌باشد. با مقایسه شکل‌های (۶-الف) و (۶-ب) مشاهده می‌شود که افزایش دمای قالب از 25°C به 300°C تاثیر چندانی روی اندازه فازهای جامد α اولیه نداشته، بلکه روی توزیع و مورفولوژی ریزساختار حاصل از واکنش یوتکتیکی اثر قوی تر دارد.



(الف)



(ب)

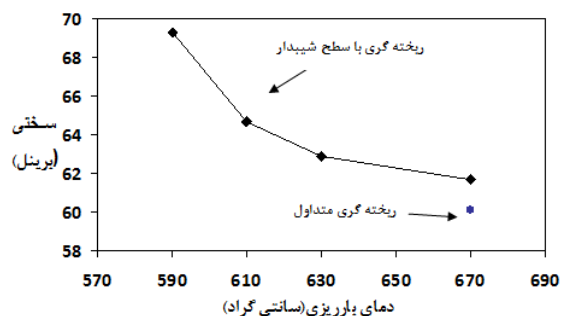


(ج)

شکل (۶) ریز ساختار آلیاژ در دماهای قالب (الف) 25°C ، (ب)

300°C ، (ج) 580°C

با توجه به شکل (۶-ج) مشاهده می‌شود که دانه‌های آن در مقایسه با دو حالت قبلی درشت تر شده است و فازهای حاصل از یوتکتیک به مقدار اندک در بین آنها توزیع شده‌اند. افزایش دمای قالب از 300°C به 580°C باعث شده است تا اولاً انجماد فازهای حاصل از یوتکتیک



شکل (۵) نمودار تغییرات سختی در دماهای پوریزی مختلف، طول

400mm و زاویه 45°

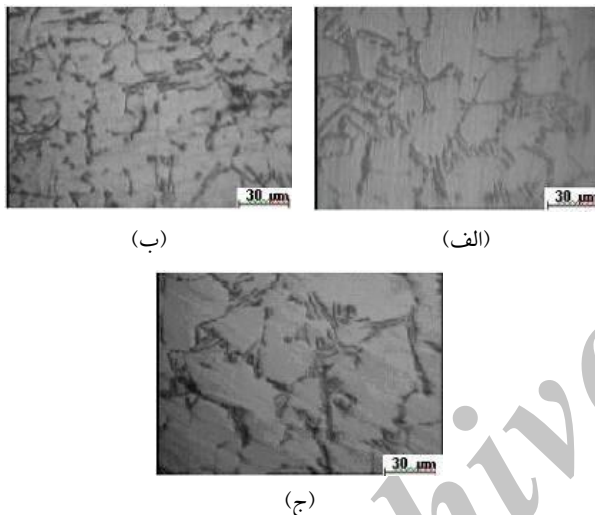
۳-۲-۲- تاثیر دمای قالب

سرعت سرد شدن به عنوان یک پارامتر مهم در انجماد قطعات ریخته‌گری همواره مورد توجه بوده است. سرعت‌های انجمادی مختلف باعث تغییر در ریزساختار، اندازه دانه، مورفولوژی فازهای یوتکتیکی، فاصله بین بازوهای دندریتی و فازهای بین فلزی می‌گردد. برای بررسی اثر سرعت سرد کردن بر ریزساختار، نمونه‌هایی با دماهای قالب 25°C ، 300°C و 580°C ریخته‌گری شد.

در شکل (۶) ریزساختار آلیاژ آلومینیم A360 حاصل از ریخته‌گری در روی سطح شیب‌دار با طول 400mm ، زاویه 60° ، دمای پوریزی 630°C و با دماهای مختلف قالب نشان داده شده است. شکل (۶-الف) ریزساختار نمونه با دمای قالب 25°C را نشان می‌دهد. به علت شیب حرارتی بالا در این حالت، انجماد سریع مذاب با جوانه زنی اولیه روی دیواره قالب شروع شده و به سمت مرکز آن پیش می‌رود بنابراین فرصت کافی برای جابجایی ذرات جامد اولیه در داخل مذاب فراهم نبوده و در نتیجه دارای ساختاری با توزیع تقریباً غیریکنواخت می‌شود.

با افزایش دمای قالب به 300°C (شکل ۶-ب) نرخ انجماد مذاب و رشد جوانه‌ها در مقایسه با شکل (۶-الف) کاسته شده، لذا امکان جابجایی و انتقال نسبت به حالت قبل فراهم‌تر شده است با این حال ضمن توزیع

بوته‌های ریزتر منجمد شده است ولی با افزایش طول از ۴۰۰ به ۵۰۰mm (شکل ۷-ج) اندازه گل بوته‌ها بزرگتر و توزیع آنها نامنظم شده است. دلیل این امر را می‌توان به مدت زمان نسبتاً زیاد انجماد آلیاژ روی سطح شیب‌دار و افزایش کسر حجمی جامد قبل از ورود به داخل قالب مربوط کرد که سبب برخورد ذرات جامد با یکدیگر شده است و بهم چسبیدن احتمالی آنها را بدنبال دارد. به این ترتیب، اندازه گل بوته‌ها افزایش یافته است. توزیع غیر یکنواخت گل بوته‌ها را می‌توان به کاهش کسر مذاب داخل قالب و بنابراین عدم برخورداری از توزیع مناسب آن در بین ذرات مربوطه دانست.



شکل (۷) ریزساختارهای حاصل از ریخته‌گری در طول‌های (الف) ۳۰۰mm (ب) ۴۰۰mm (ج) ۵۰۰mm

همان‌طور که اشاره شد بهتر شدن ریز ساختار به صورت طبیعی بر روی مشخصات مکانیکی از جمله سختی آلیاژ تاثیر مثبت می‌گذارد. در واقع هر چه بتوان ریزساختاری کروی‌تر با توزیع بهتر ایجاد کرد می‌توان انتظار داشت که آلیاژ به سختی بالاتری برسد. شکل (۸) منحنی‌های تغییرات سختی را با طول سطح برای زوایای مختلف نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل پیداست در تمامی زوایا، مقدار سختی در طول سطح شیب‌دار ۴۰۰mm نسبت به دیگر طول‌های مورد آزمایش بیشتر شده است. هم‌چنین تحقیقات سایر محققان نیز بیانگر یک طول بهینه در هر دما برای شمش‌های ریخته شده توسط سطح شیب‌دار می‌باشد.

با سرعت بسیار کمتر صورت گیرد. ثانیا فاز آلومینیم جامد اولیه نیز از طریق پیوستن ذرات جامد دندریتی معلق در مذاب و همچنین ذرات آلومینیم ثانویه به آن درشت‌تر شوند. به بیان دیگر پایین بودن سرعت انجماد شرایط مناسبی را برای استحاله نفوذ فراهم ساخته است تا ذرات جامد اولیه به عنوان مراکز جوانه زنی ذرات آلومینیم ثانویه و همچنین پیوستن شاخه‌های دندریتی به آن عمل کرده و افزایش اندازه دانه‌ها را بدنبال داشته باشد که این پدیده به سبب کاهش انرژی سیستم از طریق کاهش فصل مشترک ذرات صورت گرفته است.

در جدول (۳) مقادیر سختی نمونه‌های ریخته‌گری شده روی سطح شیب‌دار با دمای قالب مختلف درج شده است. نمونه حاصل از قالب با دمای ۳۰۰ °C، بعلاوه ریزتر شدن و توزیع یکنواخت‌تر ساختار، مقدار سختی بالاتر یعنی HB ۸۰/۶ نسبت به دو حالت دیگر دارا می‌باشد.

جدول (۳) مقادیر سختی در دماهای مختلف قالب، طول

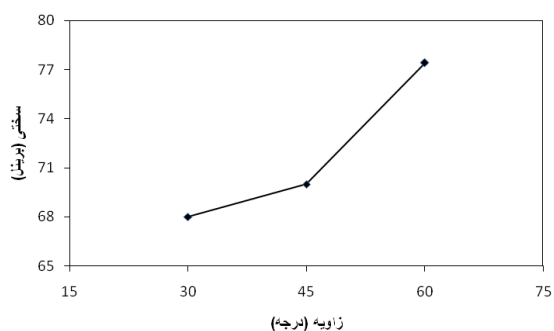
۴۰۰ mm، زاویه ۶۰°، دمای بارریزی ۶۳۰°C

دمای قالب (°C)	۲۵	۳۰۰	۵۸۰
سختی (HB)	۷۷	۸۰/۶	۷۶/۲

۳-۲-۳- تاثیر طول و زاویه

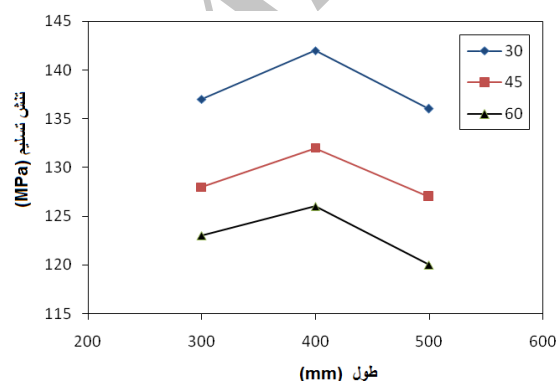
شکل (۷) ریزساختار حاصله در روش سطح شیب‌دار را در هنگامی که پارامتر متغیر میزان طول می‌باشد را نشان می‌دهد. مطابق شکل (۷-الف) برای طول کم (۳۰۰mm) این کریستالها از سطح جدا شده اند و بداخل جریان مذاب افتاده اند و همین‌طور قبل از اینکه رشد کافی داشته باشند از انتهای سطح شیب‌دار به داخل قالب هدایت می‌شدند. بنابراین بخش اعظم آلیاژ در داخل قالب به صورت دندریت هم محور موسوم به گل بوته ای منجمد می‌گردید. مطابق شکل (۷-ب) برای طول ۴۰۰mm به دلیل کافی بودن مدت زمان اعمال تنش برشی مقدار بیشتری از فاز جامد قبل از ورود به قالب تحت تنش برشی واقع شد و به شکل گل

شکل (۱۰) منحنی تغییرات سختی را بر حسب زاویه شیب برای طول شیب ۴۰۰mm نشان می‌دهد. همان‌گونه که در شکل پیداست این نتایج مطابق با تغییرات ریزساختاری است. به عبارت دیگر برای زاویه 60° نسبت به زوایای 30° و 45° مقدار سختی بالاتری به دست آمده است. به بیان دیگر در زاویه 60° بالاترین میزان سختی یعنی $77/4HB$ بدست آمده است.



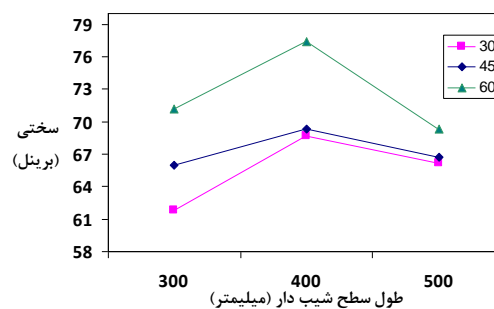
شکل (۱۰) نمودار تغییرات سختی بر حسب زاویه سطح شیب‌دار در دمای بارریزی 580°C و طول ۴۰۰mm

هم چنین به جهت بررسی خواص مکانیکی علاوه بر سختی‌سنجی، در تمام طول‌ها آزمایش استحکام کشش آن‌ها نیز مورد ارزیابی قرار گرفت. شکل (۱۱) نمودار تغییرات تنش سیلان آلیاژ را بر حسب طول سطح شیب‌دار برای سه زاویه نشان می‌دهد. همان‌گونه که در شکل مشخص است نمونه با طول ۴۰۰mm و زاویه 60° بیشترین تنش سیلان را دارا می‌باشد. به طوری که تنش سیلان نمونه‌ها از 123Mpa (زاویه 30° و طول ۳۰۰mm)، به 142Mpa (زاویه 60° و طول ۴۰۰mm) افزایش می‌یابد.



شکل (۱۱) نمودار تغییرات تنش سیلان بر حسب طول سطح شیب‌دار در

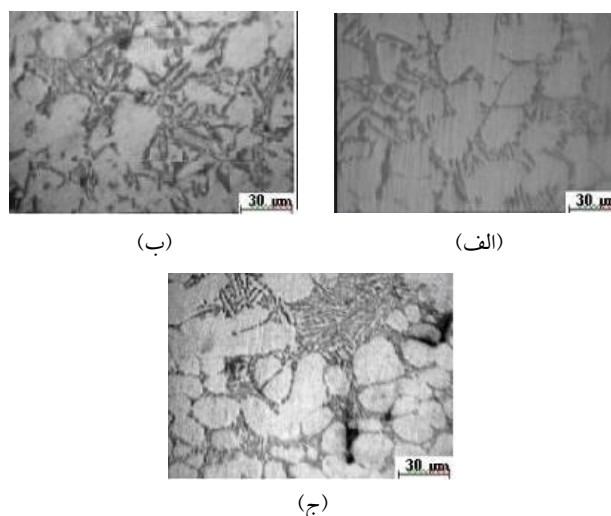
زوایای سطح 30° ، 45° و 60°



شکل (۸) نمودار تغییرات سختی بر حسب طول سطح در زوایای 30° ،

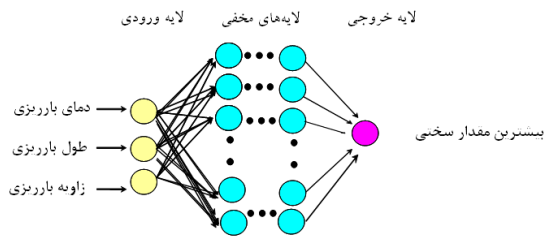
45° و 60° ، دمای قالب 300°C ، دمای بارریزی 630°C

شکل (۹) مقایسه‌ای بین ریزساختار را در روش سطح شیب‌دار برای زوایای مختلف نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشخص است بهبود ریزساختار در زاویه 60° درجه به طور کامل قابل تشخیص است. این امر به دلیل فراهم بودن نرخ تنش برشی کافی برای شکستن و خرد شدن دندریتها در این حالت می‌باشد. نتایج بدست آمده نشان می‌دهد که اگر چه در این فرآیند برای تبدیل ساختار دندریتی به کروی دو عامل نرخ تنش برشی و مدت زمان اعمال تنش برشی توأما دخالت دارند، اما تاثیر نرخ تنش برشی قوی‌تر از عامل دوم است. به بیان دیگر با افزایش نرخ تنش برشی حتی در زمان کم هم می‌توان به ساختار کروی دست یافت، اما عکس آن صادق نیست، یعنی با نرخ تنشی کمتر از یک حد معین با افزایش زمان اعمال تنش برشی نمی‌توان به هدف فوق رسید.



شکل (۹) ریز ساختارهای حاصل از ریخته‌گری در زاویه‌های (الف) 30°

(ب) 45° (ج) 60°



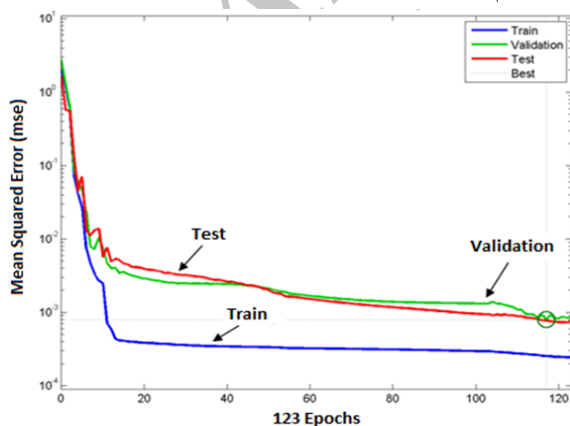
شکل (۱۲) شماتیک ساختار شبکه عصبی مورد استفاده

به منظور تعیین تعداد گره‌های لایه مخفی در شبکه، چندین شبکه BP با گره‌های مخفی مختلف در نظر گرفته شدند و خطاهای MSE از طریق فرمول زیر محاسبه شدند.

$$MSE = \frac{1}{M} \sum_{i=1}^M (t_k - a_k)^2 \quad (2)$$

در این رابطه M تعداد کل پارامترهای آموزشی و t_k مقدار مبنا و a_k برابر مقدار خروجی شبکه می‌باشد.

در شکل (۱۳) منحنی خطای شبکه انتخاب شده نمایش داده شده است. نتایج نشان می‌دهد که با تک لایه مخفی BPNN که شامل ۶ نرون می‌باشد و استفاده از الگوریتم آموزشی لونیبرگ-مارکواریت، خطای MSE برای آموزش، اعتبار و تست به ترتیب 0.00025 ، 0.00079 و 0.00076 می‌گردد. در شکل (۱۴) نمودارهای رگرسیون این شبکه پس از آموزش، برای داده‌های مختلف نمایش داده شده است. برای این شبکه مقادیر $R > 99\%$ در آموزش و $R > 98\%$ در اعتبار و $R > 99\%$ در تست به دست آمد. با توجه به این شکل، این مدل، نتایج و پیش‌بینی خوبی را ارائه می‌دهد. لذا از این شبکه عصبی به عنوان تابع هدف در الگوریتم ژنتیک استفاده شد.



شکل (۱۳) منحنی خطای شبکه با مدل BPNN

۳-۳- بهینه‌سازی پارامترها

۳-۲-۱- طراحی شبکه عصبی

جهت ایجاد شبکه عصبی نیاز به داده‌های ورودی و خروجی متناظر با آن ورودی‌ها می‌باشد. در نتیجه جهت به‌دست آوردن مقدار بهینه هر پارامتر لازم است دامنه آن مشخص شود و سپس در اثر تغییرات بر روی؟؟؟ در خروجی مشخص گردد. لذا با توجه به نتایج به دست آمده، محدوده دامنه پارامترهای فرآیند سطح شیب‌دار، به عنوان متغیرهای فرآیندی، به صورت جدول (۴) در نظر گرفته شدند.

جدول (۴) دامنه متغیرهای فرآیند

متغیر دامنه	دمای بارریزی (PT) (°C)	طول (CL) (mm)	زاویه (CA) (درجه)
حد پایینی	۵۹۰	۳۰۰	۳۰
حد بالایی	۶۸۰	۷۰۰	۶۰

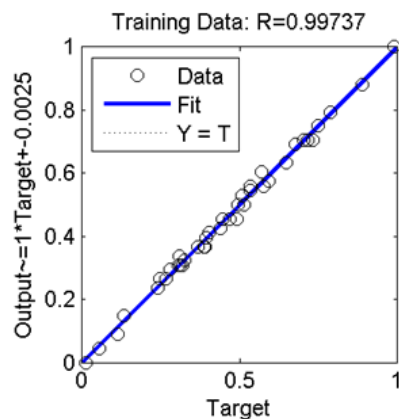
در این تحقیق از شبکه‌های پس‌انتشار پیشخور^۱ با الگوریتم آموزش لونیبرگ-مارکواریت^۲ در محیط نرم‌افزار متلب استفاده شده است. به منظور ارتباط پارامترهای این فرآیند با سختی از یک مدل BPNN استفاده شده است که در شکل (۱۲) نشان داده شده است. مدل سازی فرآیند با این شبکه شامل سه مرحله آموزش، اعتبار و آزمایش است. اطلاعات ورودی شامل مقادیری برای پارامترهای دمای بارریزی، طول سطح و زاویه سطح و سائز در منطقه مرکزی است. تعداد ۳۷ مجموعه اطلاعاتی (حدود ۷۰٪ داده‌ها) به طور تصادفی برای فرآیند آموزش انتخاب و استفاده شدند و تعداد ۸ مجموعه اطلاعاتی (حدود ۱۵٪ داده‌ها) برای اعتبار دادن به این شبکه مورد استفاده قرار گرفته و ۸ مجموعه اطلاعاتی باقی مانده برای تست دقت پیش‌بینی مدل آموزش داده شده و بازبینی شده استفاده شدند.

1 - Back-propagation Natural Network (BPNN)

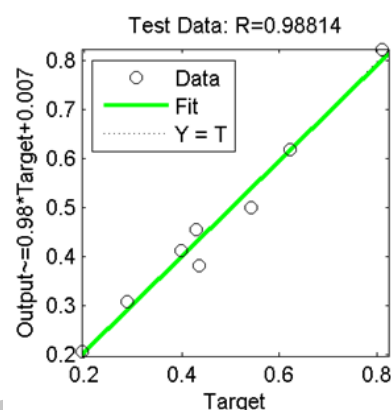
2 - Levenberg-Marquardt

۳-۲-۲- بهینه‌سازی با الگوریتم ژنتیک

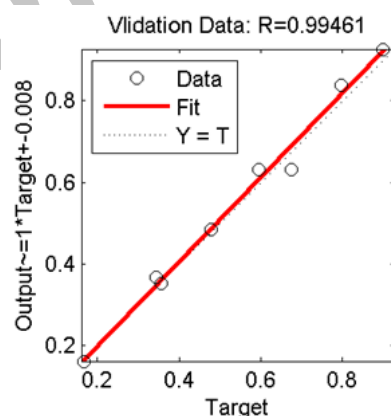
در این مقاله هدف یافتن مقادیر بهینه‌ی پارامترهای فرایند می‌باشد به طوری که بتوان به ساختاری با بیشترین مقدار سختی دست یافت. الگوریتم ژنتیک برای تعیین برازندگی هر یک از کروموزوم‌ها نیاز به یک تابع برازندگی دارد و همانطور که گفته شد شبکه عصبی آموزش داده شده به عنوان تابع برازندگی تعریف می‌گردد. الگوریتم ژنتیک دارای متغیرهای متعدد می‌باشد که تغییر هر یک از آن‌ها بر دقت و صحت جواب مسئله تاثیر می‌گذارد. بازه‌های جستجو شده برای تعیین مقادیر مربوط به نرخ جهش، نرخ تقاطع و اندازه جمعیت به ترتیب $[0.1-0.1]$ ، $[0.8-0.9]$ و $[20-400]$ در نظر گرفته شدند. در این‌جا حالت کلی با شرایط $600 < PT < 680$ ، $30 < CA < 60$ و $300 < CL < 700$ برای پارامترهای فرایند مورد بررسی قرار گرفته است. از آن جایی که الگوریتم ژنتیک یک الگوریتم جستجوی تصادفی می‌باشد در تکرارهای مختلف جواب‌های متفاوتی فراهم می‌کند، به همین دلیل بهینه‌سازی ۱۰ بار تکرار شده است تا اطمینان حاصل شود که الگوریتم به یک جواب بهینه همگرا می‌شود. به منظور بهینه‌سازی این مسئله و انتخاب راه حل‌های مطلوب با کمترین زحمت محاسباتی، پارامترهای الگوریتم ژنتیک در جدول (۵) ارائه شده‌اند. شکل (۱۵) تابع هدف را در مقابل تعداد تکرارهای مختلف نشان می‌دهد. در این شکل منحنی با خط چین ممتد برازندگی شایسته‌ترین فرد هر نسل و منحنی با خط چین غیرممتد میانگین برازندگی افراد هر نسل را نمایش می‌دهد. با توجه به این منحنی، همانگونه که از الگوریتم ژنتیک انتظار می‌رود میزان برازندگی بهترین فرد، نسل به نسل افزایش و در مواردی بدون تغییر باقی می‌ماند. در بین تمام کاندیداهای بدست آمده احتمالی از پارامترهای ورودی مطلوب، مجموعه‌ای که سختی بالاتری را می‌دهد و نیازهای



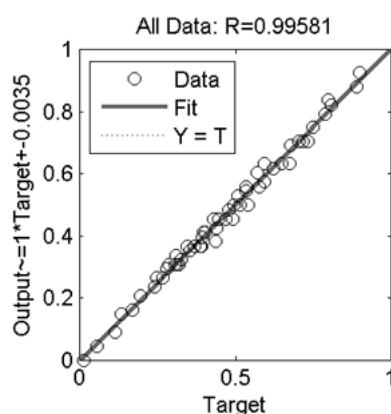
(الف)



(ب)



(ج)

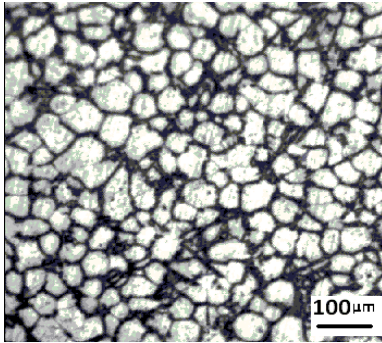


(د)

شکل (۱۴) رگرسیون مربوط به شبکه با مدل BPNN پس از آموزش به اجزاء (الف) داده‌های آموزش (ب) داده‌های تست، (ج) داده‌های ارزیابی و (د) کل داده‌ها

جدول (۶) شرایط بهینه ریخته‌گری

خروجی	ورودی			
	دمای قالب (°C)	زاویه (درجه)	طول (mm)	دمای بارریزی (°C)
سختی	۳۰۰	۵۸/۵۶۴	۳۹۸/۷۵۲	۶۳۰/۰۱



شکل (۱۶) ریزساختار نمونه حاصل از ریخته‌گری در شرایط بهینه

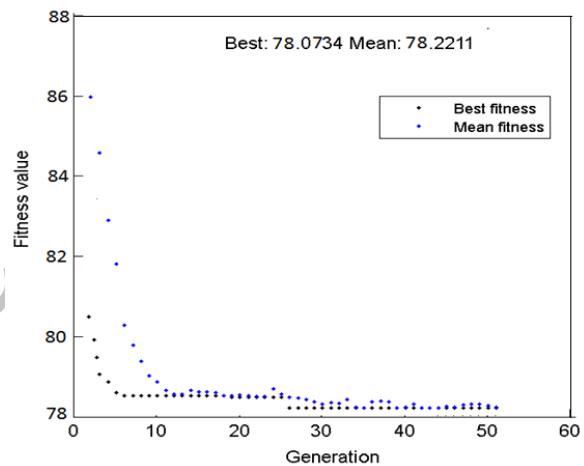
۵- نتیجه‌گیری

با بررسی دماهای بارریزی مختلف دمای 580°C به عنوان مناسب‌ترین دما به دست آمد. مقدار سرسختی (۶۹ HB) نیز افزایش یافت. در این دما علاوه بر انقباض کمتر نمونه، سختی نیز افزایش یافت. در این حالت مقدار سختی ۶۹ HB به دست آمد. در ادامه با تجهیز سطح شیدار به یک سیستم آبگرد از زیر، دمای بارریزی مناسب از 580°C به 630°C افزایش یافت. همچنین با ریختن دوغاب به داخل قالب با دماهای مختلف بهترین نتیجه با دمای قالب 300°C حاصل شد. با مطالعه بر روی طول و زاویه سطح مقادیر مناسب این پارامترها به ترتیب 400 mm و 60° تعیین شدند. همچنین شبکه عصبی پیشنهادی توانست به خوبی مقدار سختی را برای تغییر در پارامترهای ورودی پیش‌بینی کند. شرایط بهینه جهت بارریزی با تقریب مناسب، دمای بارریزی 630°C ، دمای قالب 300°C ، طول 400 mm و زاویه 60° بدست آمد. پس از بارریزی در این شرایط، مقدار سختی ۷۸ برینل به دست آمد و نشان دهنده بهبود مناسب ریزساختار در این شرایط بود.

ضریبی را برآورده می‌سازد به عنوان نقطه مطلوب کلی در فرایند انتخاب شده است.

جدول (۵) مقادیر پارامترهای تنظیمی الگوریتم ژنتیک

مقدار	پارامتر تنظیمی الگوریتم ژنتیک
۱۰۰	اندازه جمعیت
یکنواخت همگن	تابع انتخاب
۲	نخه‌گزینی
۰/۸۵	نرخ تقاطع
پراکنده	تابع تقاطع
۰/۰۱	نرخ جهش
یکنواخت	تابع جهش
۵۰	تعداد نسل‌ها



شکل (۱۵) تغییرات تابع برازندگی نسبت به نسل‌ها

در شکل (۱۵) مقدار بیشترین سختی در ۴۴ مرتبه تکرار برابر $78/1532$ بدست آمد. زمان کلی فرایند بهینه‌سازی برای ۵۰ بار تکرار برابر $1/5$ دقیقه شد. ورودی‌های مطلوب مربوط به مقدار بیشترین سختی در جدول (۶) ارائه شده است. در نهایت برای اعتبار بخشی به داده‌های به دست آمده، با تقریب مناسب، تست آزمایشگاهی در شرایط بهینه صورت پذیرفت. شکل (۱۶) ریزساختار نمونه حاصل از ریخته‌گری در شرایط ذکر شده را نشان می‌دهد که دارای سختی ۷۸ برینل است.

[۹] مرادیان م.، اکبری غ.ح.، بررسی تاثیر پارامترهای ریخته‌گری بر ریزساختار AI-A357 تولید شده در حالت نیمه جامد به روش تیکسو کستینگ، چهارمین کنفرانس شکل‌دهی فلزات و مواد ایران، سال ۱۳۸۷.

[10] Haga T., Kapranos p., "Billetless simple thixoforming process", *Journal of material processing Technology*, vol. 130-131, 2002, pp. 581-586.

[11] Garat M., Blais S., Pluchion C., Loue W.R., "Aluminum semi-solid processing from the billet to the finished part", *5th international conference on semi-solid processing of alloys and composites*, Colorado, 1998.

[12] Kjung H., Kang C.G., Jung K.D., "Control liquid segregation of semi-solid aluminum alloys during intelligent compression test", *Intelligent processing and manufacturing of materials*, 1999, pp. 609-703.

[13] Li H.J., Qi L.H., Han H.M., Guo L.J., "Neural network modeling and optimization of semi-solid extrusion for aluminum matrix composites", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol 151, 2004, pp. 126-132.

[14] Jiang H., Nguyen T.H., Prud'homme M., "Optimal control of induction heating for semi-solid aluminum alloy forming", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 189, 2007, pp. 182-191.

[۱۵] نیلی احمد آبادی م.، مهرآرا ح.، آشوری ص.، غیائی‌نژاد ج.، "فرآوری نیمه‌جامد آلیاژ آلومینیوم A۳۵۶ به روش سطح شبیدار؛ بررسی تاثیر دمای سطح و دمای بارریزی به کمک آلیاژ A۳۵۶"، *مجله ریخته‌گری*، سال بیست و هفتم، شماره ۸۸، پاییز ۱۳۸۶.

[16] Park J.H., Choi J.C., Kim Y.H., Yoon J.M., "A study of the optimum reheating process for A356 Alloy in semi-solid forging", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 20, no. 4, 2002, pp. 277-283.

[17] Nourouzi S., Ghavamodini S.M., Baseri H., Kolahdooz A., Botkan M., "Microstructure evolution of A356 aluminum alloy produced by cooling slope method", *Advanced Materials Research*, Vol. 402, 2012, pp. 272-276.

[18] Hosseini S.S., Nourouzi S., Hosseinipour S.J., Kolahdooz A., "Effect of slope plate variable and pouring temperature on semi-solid microstructure of A356 aluminum alloy", *steel metal Research*, 2012, pp. 779-782.

فهرست علائم

پارامتر فاکتور شکل	F
مساحت دانه‌ها	A
محیط دانه‌ها	P
دمای بارریزی	PT
طول سطح شیب‌دار	CL
زاویه سطح شیب‌دار	CA
دمای قالب	MT
شبکه‌های پسانتشار پیشخور	BPNN

مراجع:

- [1] Chou H.N., Govender G., Ivanchev L., "Opportunities and challenges for use of SSM forming in the aerospace industry", *TTP, solid state phenomena*, Vol. 116-117, 2006, pp. 92-95.
- [2] Jaffari M.R., Zebarjad S.M., Kolahan F., "Simulation of A356 Aluminium Alloy Using finite element method", *Materials science engineering A*, 2007, pp. 454-455.
- [3] Moteji T., Tanabe F., sugiura E., "Continuous casting of semisolid aluminium alloys", *Material Science Forum*, vol. 1, 2002, pp. 203-208.
- [4] Shiomi M., Takano D., Osakada K., Otsu M., "Forming of aluminum alloy at temperatures just below melting point", *International Journal Machine Tool Manufacture*, 2003, pp. 229-235.
- [5] Giordano P., Chiarmetta G., "Thixo and rheo casting: comparison on a high production volume component", *Proceedings of the 7th international conference on semisolid processing of alloys and composites*, Japan, June, 2002, p. 665-70.
- [6] Fan Z., "Method and apparatus for producing semisolid metal slurries and shaped components", *Revision Modify Physics*, vol. 52, 1980, pp. 1-58.
- [7] Fan Z., Ji S., Liv G., Zhang E., "Development of the Rheo Die Casting Process for Mg Alloys and Their components", BCAST, Brunel University, Oxbridge, Middlesex, UB. 3PH, VK, 2005.
- [8] Birol Y., "A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 186, 2007, pp. 94-101.