

## عنوان مقاله: بررسی پارامترهای انجماد جهت دار بر ساختار و نورد آلیاژ آلومینیم

### ۲۰۲۵

محمد موسی پور یحیی آبادی

دانشجوی دکتری مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد تهران جنوب

#### چکیده:

شمش آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۵ در مقیاس صنعتی با کنترل دقیق پارامترهای انجمادی و بکارگیری دستگاه های تولید و فرایند اکستروژن برای حذف ساختار ریختگی و افزایش کیفیت به کار گرفته می شود. در مواردی نسبت هندسی محصول اقتضا میکند که ابعاد اولیه شمش به کمک فرایند نورد کاهش یابد. بخاطر تفاوت های حالت تنش درنورد با اکستروژن، لازم است عیوب در فرایند نورد با توجه به انجماد خمیری و با دامنه دمایی زیاد که منجر به جدایش های درشت ریزساختاری می شود، بررسی شود. هدف از این تحقیق ایجاد انجماد جهت دار، کنترل انجماد خمیری و ارتقا نورد پذیری است. جهت دستیابی به انجماد جهت دار برای از بین بردن نقص های ریخته گری، برقراری گرادیان حرارتی بین تغذیه و مبرد انجام شد و اثر عملیات محلولی T4 بر ریزساختار شمش امکان جلوگیری از نواقص نوردی مانند ترک دوشاخه شدن

بررسی و به کمک شبیه سازی تصحیح شد. نتایج نشان داد که با نسبت مدول تغذیه به قطعه ۰/۳۵ و استفاده از مبرد، میتوان با انجماد جهت دار عیوب ریختگی را به حداقل مقدار ممکن رساند. بررسی ریزساختار نمونه ها قبل و بعد از انجام عملیات محلولی نشان داد که تفاوت چشمگیر در افزایش همگنی به کمک عملیات حرارتی قابل حصول است. سختی نمونه عملیات محلولی شده ۳۰ درصد از نمونه ریخته گری شده کمتر بوده که بدلیل رشد دانه پس از عملیات حرارتی و از بین رفتن فازهای بین فلزی با سختی بیشتر است. امکان بهبود قابلیت نورد پذیری و جلوگیری از عیوب نورد به ویژه عیب دوشاخه شدن، با تدابیر اتخاذ شده امکان پذیر است



## ۱- مقدمه

آلیاژ  $Al2025$  در گروه دو هزار طبقه بندی میشود که متشکل از دو عنصر اصلی آلومینیم و مس همراه با عناصر آلیاژی دیگر هستند. از خصوصیات این سری از آلیاژهای آلومینیم میتوان به استحکام بالا، سختی بالا، جوش پذیری خوب، مقاومت به شکست بالا و در ضمن قابلیت ریخته گری پایین اشاره کرد. این دسته از آلیاژها و به ویژه آلیاژ  $2025$ ، کاربردهای زیادی در صنایع هوا فضا و صنایع حمل و نقل به خصوص به خاطر نسبت استحکام به وزن بالا دارند [۱، ۲]. برخی از مهمترین موضوعات تحقیقاتی در این آلیاژ شامل چالش ریخته گری به دلیل انجماد خمیری از یک سو و تشکیل رسوبات از محلول جامد با مکانیزم های پیر سختی از سوی دیگر است [۳]. ساختار جهت دار حاصل از فرایند ریخته گری در این آلیاژ و تشکیل فازهای بین فلزی ترد و نامطلوب در مرزدانه به صورت یک چالش در تولید آن مطرح است. تاکنون تأثیر برخی متغیرهای ریخته گری از جمله نرخ کاهش دمای مذاب و نرخ تبرید (و متناسب با آن میزان دبی آب موجود در سیستم آبگرد قالب) بر درشت ساختار و ریزساختار این آلیاژ مورد بررسی قرار گرفته است [۴]. با این حال، روی اثر ایجاد

انجماد جهت دار به کمک ایجاد گرادیان حرارتی بین تغذیه و مبرد برای کنترل تخلخل، گزارشی منتشر نشده است. از سوی دیگر، در مطالعات قبلی، اثر عملیات محلولی بر رفتار تغییر شکل داغ و خواص مکانیکی نهایی ورق پس از پیرسازی مورد بررسی قرار گرفته است [۳، ۵، ۶]. به این منظور، تأثیر انواع عملیات حرارتی در آلیاژ  $2025$  برای بهینه سازی ریزساختار مطالعه شده اند [۷-۱۳]. اما ارتباط بین ریزساختار حاصل از انجماد جهت دار و گرادیان

حرارتی بین تغذیه و مبرد با ریزساختار بعد از عملیات محلولی، تاکنون بررسی نشده است. ضمن آنکه تأثیر جدایش های درشت ساختاری و ریزساختاری بر خورد پذیری شمش ها نیز با در نظر گرفتن تأثیر جهت دار شدن انجماد، موضوعی تازه است. بنابراین هدف از این تحقیق کنترل نقایص ریخته گری ناشی از انجماد خمیری آلیاژ  $Al2025$  به منظور جلوگیری از ترک خوردگی در حین خورد گرم از طریق ایجاد انجماد جهت دار در قالب و عملیات محلولی است. در این زمینه ضمن بررسی شرایط تغذیه و مبرد بر توزیع دمایی در حین انجماد و تأثیر عملیات محلولی بر اصلاح ریزساختار بدست آمده، نسبت ابعاد هندسی قالب ریخته گری برای کنترل عیوب تکنولوژیکی نورد از جمله ترک دوشاخه شدن<sup>۱</sup> بررسی میشود.

## ۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از مواد اولیه برگشتی با ترکیب آلیاژ  $2025$  استفاده شد. ذوب در کوره شعله های با بوته پنج کیلوگرمی انجام شد. جهت گاززدایی، سرباره گیری و آخال زدایی از مذاب از قرص گاززدا و سرباره گیری قبل از انجام عملیات ذوب ریزی استفاده شد. ذوب ریزی در قالب فولادی (CK45) با ابعاد  $70 \times 80 \times 30^1$  میلی متر ریخته گری صورت گرفت. ضمناً قالب فلزی برای حذف رطوبت و کاهش فوق تبرید تا  $200$  درجه سانتیگراد گرم شد. در نمونه هایی که برای بررسی اثر انجماد جهت دار ساخته شدند، از مبرد در کف قالب چند تکه استفاده شد. ترکیب شمش های ریخته گری شده در هر مرحله با ترکیب استاندارد آلیاژ  $2025$  کنترل شد. نمونه ای از بررسی ترکیب شیمیایی

سپس نمونه های ریختگی، برای بررسی قابلیت کارگرم پذیری تحت فرایند نورد قرار گرفتند. نتایج بدست آمده نشان داد که در پاسهای اولیه نورد، نمونه دچار ترکهای ساختاری در تمامی طول آن میشود.

نمونه های از ترکهای شکل گرفته در قطعه نورد شده در شکل (۱-الف) نشان داده شده است و همچنین در شکل (۱-ب) تصویر متالوگرافی ترک نشان داد که ترکها بین دندریتی بوده است.

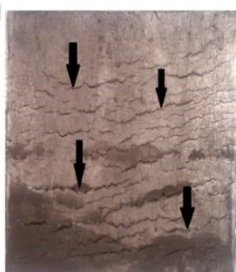
این نوع ترک خوردگی در طول تختال در حین نورد، یک عیب شناخته شده است و حاصل ناهمگنی تغییر شکل در تمامی ساختار است. چنین عیوبی معمولاً در آلیاژهایی که ناهمگنی ریزساختاری در شمش وجود دارد، ایجاد می شوند.

جدول ۱- آنالیز اسپکتروسکوپی از یک نمونه شمش

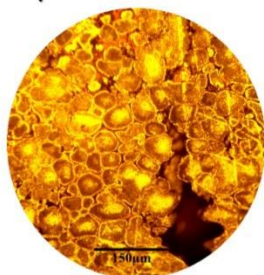
ریخته گری شده (درصد وزنی)

Al	Cu	Fe	Mg	Mn	Si
base	4.30	0.22	1.10	0.50	0.20

الف



ب



شکل ۱-الف) ترک های ساختاری که در طی فرآیند

نورد نمونه های ریختگی در

قالب فلزی ساده ایجاد می شوند و ب) تصویر

متالوگرافی از ترک های

ساختاری در طی فرایند نورد

شمش ریخته گری شده در جدول (۱) ارائه شده است. به منظور ارزیابی کیفیت ریخته گری نمونه ها، بخش هایی از قسمتهای فوقانی و تحتانی نمونه جهت مطالعه ریزساختاری تهیه شد. به منظور بررسی عملیات محلولی دومرحله ای و مقایسه ی درشت ساختار ریختگی و عملیات محلولی نمونه به نصف برش زده شد. در مرحله اول نمونه در دمای ۴۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۴ ساعت در کوره مقاومتی گرم شده و در هوا خنک شد. در مرحله دوم نمونه در دمای ۵۹۰ درجه سانتیگراد به مدت ۳ ساعت گرم شده و در آب ۲۵ درجه سانتیگراد کوئنچ شد [۵، ۶]. برای مطالعه در مورد درشت ساختار و ریزساختار، نمونه ها پس از آماده سازی و پولیش با استفاده از محلول کلرز با ترکیب ۱۹۰ میلی لیتر آب مقطر و به ترتیب ۳، ۵ و ۲ میلی لیتر اسید نیتریک، اسید هیدروکلریک و اسید هیدروفلوریک اچ شدند [۶].

نمونه های ریختگی و همگن شده توسط میکروسکوپ صا ایران مدل IMM\_240 مورد بررسی قرار گرفت. آزمایش سختی ویکرز نمونه های ریختگی و همگن شده با استفاده از دستگاه آزمایش سختی HBV-30A و با استفاده از بار ۵ کیلوگرم و مدت زمان فرورفتگی ۱۰ ثانیه انجام شد. نمونه ها با توجه به هندسه ی انتخاب شده برای قالب که مشابه تختال بوده، جهت نورد در راستای طول بلند تر شمش انجام شد. نورد نمونه ها به کمک دستگاه نورد با قطر غلتک ۳۰ سانتیمتر و قابلیت کنترل دقیق سرعت چرخش و شکاف غلتک، ساخت شرکت ماشین سازی صالحی انجام شد. پیشگرم نمونه ها قبل از نورد در کوره مقاومتی تا دمای ۳۸۰ درجه سانتیگراد صورت گرفت.

۳- نتایج و بحث

برای مقایسه تاثیر انجماد جهت دار ابتدا شمش از آلیاژ مطابق شرایط تشریح شده در بخش مواد و روشها و بدون تمهیدات و محاسبات انجماد جهت دار ریخته گری شد.



حین نورد آلیاژ بوده است. این عامل به طور مستقیم میتواند بر نورد پذیری مؤثر باشند. در واقع ناهمگنی در سختی در مناطق مختلف قطعه در حال نورد باعث ناهمگنی تغییر شکل و افزایش

حساسیت به اشاعه ترک میشود. در مطالعات بر روی نوردپذیری آلیاژ AZ31 و کارپذیری آلیاژ IC221M اثر مشابهی از حضور فاز دوم با سختی متفاوت مشاهده شده بود [۱۴، ۱۵].

دلیل وجود این جدایش ها و حفره های انقباضی، انجماد خمیری آلیاژ Al2025 است. در واقع، وقتی ذوب در قالب بدون تمهیدات انجماد جهت دار (بدون مبرد، تغذیه و سایر عوامل جهت دار کننده ی انجماد) ریختگری می شود، هسته جامد روی دیواره های قالب تشکیل می شود و پس از گذشت زمان کمی، رشد خاتمه یافته و گسترش جبهه ی انجماد به مرکز نمونه رخ نمی دهد و فقط یک لایه نازک باقی می ماند. این به آن معنا است که انجماد جهت دار به سمت مرکز قالب حاصل نمی شود. زیرا گرادیان دما به اندازه کافی زیاد نیست که مانع از رشد لایه نازک اولیه شود. در این حالت، شرایط به گونه ای است که هسته های جامد دیگر در قسمت های مختلف قالب شروع به تشکیل شدن می کنند و انجماد با رشد آنها ادامه می یابد. این هسته ها به مرور زمان در جهات مختلف رشد می کنند و سرانجام به یکدیگر می رسند و رشد آنها متوقف می شود [۱۶، ۱۷]. در انجماد آلیاژهایی با انجماد خمیری؛ هسته جامد در سراسر نمونه تشکیل شده، این هسته ها رشد کرده و دانه ها را تشکیل می دهند. از آنجا که در مرحله آخر انجماد، مذاب بین دندریتها وجود دارد، بنابراین انقباض حین انجماد مذاب باقیمانده، باعث شکل گیری تخلخل در کل نمونه می گردد. در واقع از آنجا که انقباضات بین دانه های منجمد شده نمی تواند توسط تغذیه جبران شود، حفرات انقباضی در تمامی نمونه به خصوص در بخش

برای بررسی دقیق تر علل ایجاد ترک های ساختاری، آنالیز SEM+EDS روی نمونه ها انجام شد. با توجه به شکل (۲-الف) که با تعیین کننده ی الکترون برگشتی و در بزرگنمایی کم تهیه شده است، می توان فرم بین دندریتی اشاعه ترک ها در حین نورد را مشاهده کرد. در قسمت (ب) و (ج) در این شکل بزرگنمایی از دو کادر ۱ و ۲ در قسمت (الف) نمایش داده شده است. از این شکل ها قابل مشاهده است که بین دندریت ها یک فاز جدایش یافته با کنتراست سفیدرنگ به وجود آمده است. با توجه به استفاده از تعیین کننده ی الکترون برگشتی، میتوان نتیجه گرفت در این فاز، تغییر ترکیب شیمیایی نسبت به زمینه وجود داشته است. نکته قابل توجه حضور این فاز در منطقه اشاعه ترک است که در شکل بزرگ نمایی شده ی قسمت (ج) میتوان آن را دید.

آنالیز نقطه ای از این مناطق روشن (که قاعدتاً باید حاوی فلزی با عدد اتمی بالاتر از آلومینیم باشند که کنتراست روشن ایجاد کرده اند) در قسمت (د) ارائه شده است. نتیجه آنالیز به وضوح نشان داد که فاز مذکور غنی از مس است. با توجه به محدودیت های آنالیز EDS هم از لحاظ دقت تعیین عناصر و هم از این لحاظ که ممکن است الکترون های برگشتی از زمینه و زیر فاز جدایش یافته به تعیین کننده رسیده باشند، نمی توان با قاطعیت در مورد خالص یا ترکیبی بودن فاز جدایش یافته اظهار نظر کرد. اما در هر صورت چه این فاز، مس خالص باشد و چه ترکیب از مس و آلومینیم، شکل پذیری متفاوتی با زمینه داشته و می تواند عامل تغییر شکل ناهمگن باشد. شباهت نحوه ی توزیع این فاز در ریزساختار با الگوی ترکها و ریزترک های ایجاد شده در شمش نوردی، این تحلیل تایید می شود. بنابراین میتوان گفت عدم یکنواختی در سختی فلز در حال نورد به خاطر جدایش مس در این مناطق، عوامل اصلی ایجاد و اشاعه ترک در



برای آلیاژ ۲۰۲۵ است. همان طور که در این شکل میبینید در دمای بیشتر از ۴۲۵ درجه سانتی گراد کسر انجمادی در حال کم شدن است که نشان داد، فاز مایع در این آلیاژ می تواند در بازه دمایی بزرگی باقی

هایی که در آخرین مرحله منجمد می شوند (نقاط داغ) شکل می گیرد [۱۷].

برای حل چنین مشکلی، استفاده از انجماد جهت دار ناگزیر به نظر میرسد. این امر در شرایطی که شمش ریزی به هدف انجام فرایند نورد صورت می گیرد دارای اهمیت مضاعف است. در واقع در فرایند تولید متداول این آلیاژ، از فرایند اکستروژن استفاده می شود که با کارپذیری بهتر ناشی از حالت تنش مشکلات حاصل از انجماد خمیری کمتر نمود می یابد. اما در شمش ریزی در ابعاد کوچک که اغلب فرایندهایی غیر از اکستروژن (مثل نورد یا فورج) برای آنها مطرح است، شرایط ریزساختاری نمونه ها اهمیت بیشتری دارد. البته انجماد جهت دار به سمت تغذیه به خودی خود کافی نیست و باعث کاهش جبهه های انقباضی پراکنده شده در سراسر نمونه نمی شود. به همین دلیل زمانی که دورترین نقطه نمونه ریختگی نسبت به تغذیه منجمد است، مذاب در نزدیکی تغذیه باید در مراحل اولیه انجماد باشد. به عبارت دیگر، ابتدا دورترین بخش نمونه در مقایسه با تغذیه باید

دارای انجماد جهت دار باشد و کاملاً منجمد شود؛ در حالی که نزدیکی تغذیه در مراحل اولیه انجماد است. معمولاً حفره های انقباضی موجود در آلیاژهای دارای محدوده انجمادی طولانی (خمیری) به عنوان حفره های کوچک و بزرگ دیده می شوند.

حفره های بزرگ معمولاً در قسمتهای ضخیم یا نقاط داغ

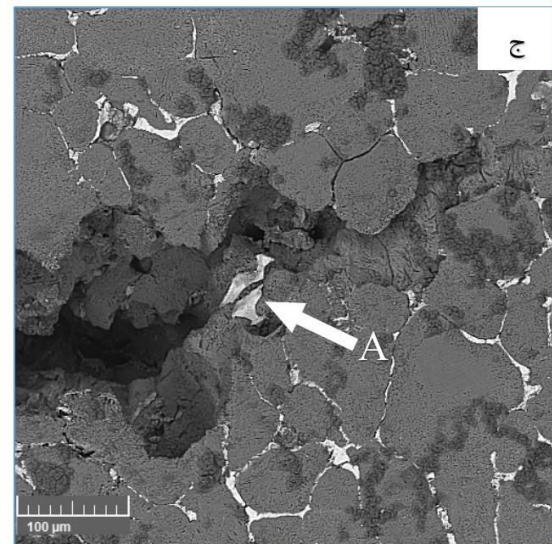
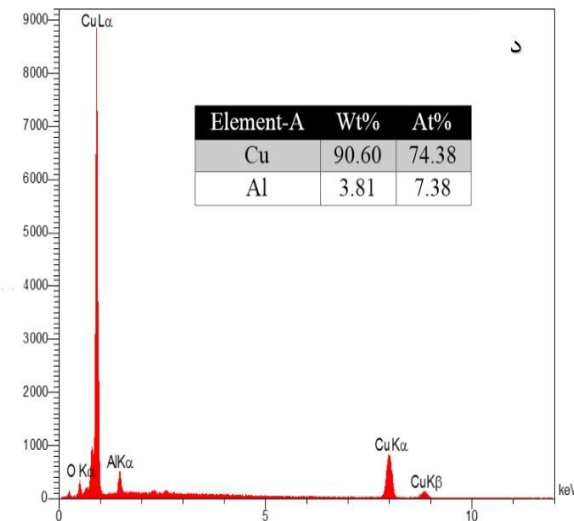
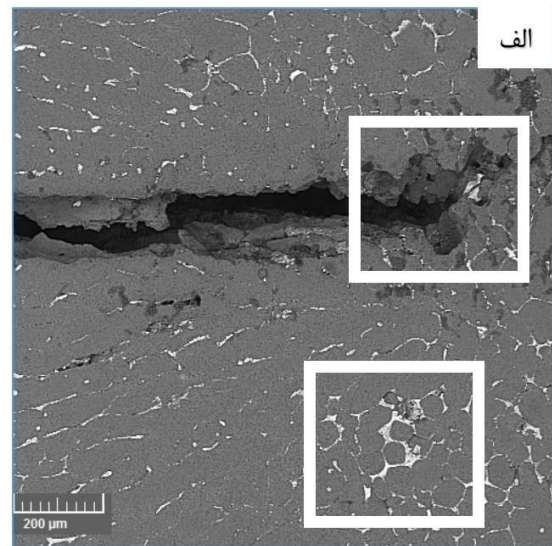
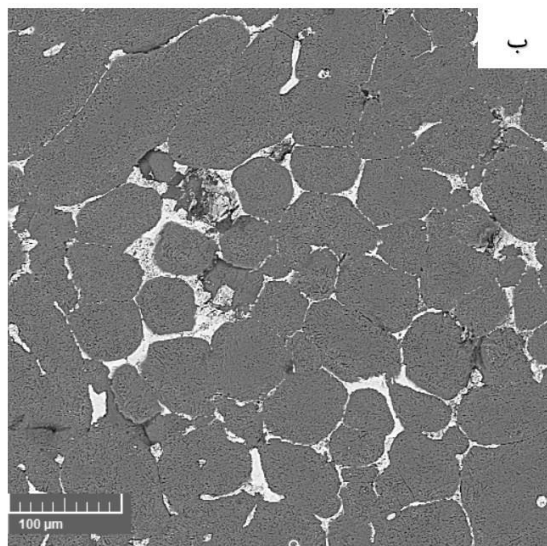
شکل ۲- الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با تعیین کننده الکترون برگشتی از ترک ساختاری در طی

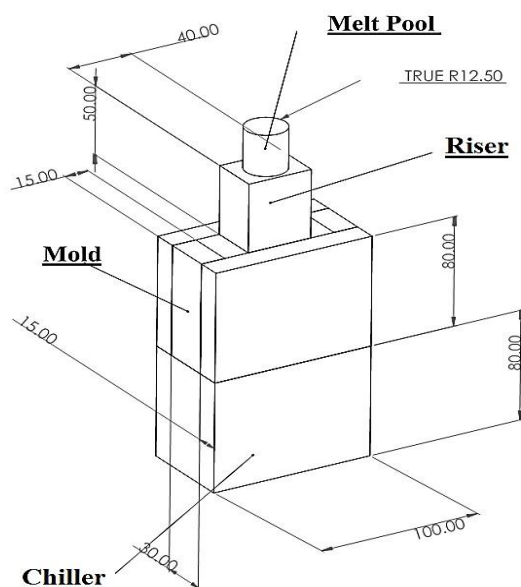
فرایند نورد، ب) و ج) تصاویر بزرگنمایی بالاتر از مناطق علامت گذاری شده ۱ و ۲ در بخش الف) و د) نتایج آنالیز EDS از نقطه A

نمونه بوجود می آیند و حفره های کوچک در سراسر نمونه توزیع می شوند.

بر این اساس، جهت ارزیابی انجماد خمیری آلیاژ، تغییرات حالت فیزیکی فازها توسط نرم افزار پروکست شبیه سازی شد. شکل (۳) نشان دهنده کسر انجماد یافته در مقابل دما







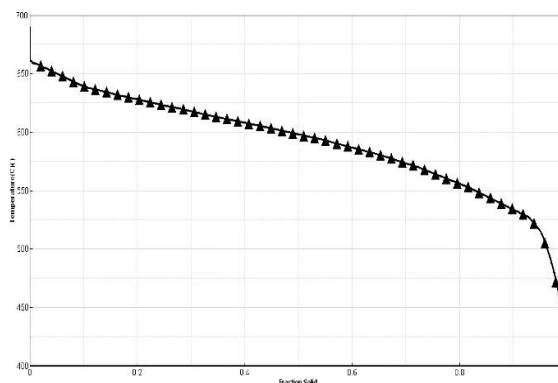
شکل ۴- ابعاد قالب و تغذیه طراحی شده بر  
حسب میلیمتر مبتنی بر محاسبات  
روش بیشاپ

به منظور به دست آوردن انجماد جهت دار در ریخته گری، پارامترهای مبرد و تغذیه مطابق شکل (۰) محاسبه میشود. چدن به عنوان مبرد در کف و فولاد برای دیواره های قالب در نظر گرفته شد. ضمناً از روش بیشاپ (Bishop's) برای محاسبه ابعاد تغذیه استفاده شد [۹، ۲۱]. در این روش ابتدا فاکتور شکل شمش به کمک معادله (۰) به دست آمد.

$$\text{Shape Factor} = \frac{L+W}{T} \quad (1)$$

که در آن  $W$  عرض،  $L$  طول و  $T$  ضخامت شمش است. از طرفی از آنجا که ابعاد شمش آلومینیم به صورت  
( $W=70\text{mm}$ ,  $L=80\text{mm}$ ,  $T=30\text{mm}$ ) بوده است، لذا:

بماند. در واقع از نقطه ذوب در بالای ۶۵۰ درجه سانتیگراد تا نقطه انجماد کامل و رسیدن به کسر جامد ۱ (یا همان ۱۰۰٪ جامد) فاصله دمایی قابل توجهی وجود دارد. در منابع، دمای لیکوئیدوس و سالییدوس آلیاژ به ترتیب ۶۳۸ و ۵۰۲ درجه سانتی گراد ذکر شده است [۱۸]. اما وجود فازهای دوم با دمای ذوب کم در بین دندریت ها، باعث میشود که تا حدود ۴۲۰ درجه سانتی گراد همچنان درصد جامد در آلیاژ کاملاً به ۱ نرسد. بدین منظور یکی از راه ها برای رفع و یا کاهش این مشکل عملیات حرارتی دو مرحله ای است [۵، ۶]. این عملیات حرارتی شامل یک آنیل کم دما و پس از آن مرحله دوم عملیات حرارتی در دمای نسبتاً بالاتر است. بنابر منابع موجود این عملیات حرارتی می تواند به طور مؤثر از تشکیل فاز مایع در عملیات همگن کردن بعدی در دمای بالا جلوگیری کند [۶].



کسر انجماد یافته

شکل ۳- تغییرات کسر انجماد یافته در محور افقی با کاهش دما در محور عمودی برای آلیاژ ۲۰۲۵ بدست آمده از شبیه سازی استحاله های فازی با پروکست



به خوبی گرادیان حرارتی ایجاد شده از کف قطعه تا تغذیه را در طی فرایند سرد شدن نشان میدهد. این مقطع زمانی مربوط به شرایطی است که انجماد آغاز شده و بخشهای زیادی از قالب از دمای سالیدوس کمتر شده اند. در شکل ۵-ب) مقطع زمانی ۹۱ ثانیه انتخاب شده است. در این مقطع زمانی میتوان مشاهده کرد که شروع انجماد در لایه نزدیک مبرد رخ داده و همزمان در این لحظه در تغذیه هم مذاب وجود دارد و این روند به همین ترتیب ادامه می یابد. بنابراین امکان مذاب رسانی از تغذیه برای جبران انقباضات حین انجماد فراهم است.

همچنین در شکل (۵-ج) درصد احتمال وجود حفرات انقباضی در مقطعی از شمش ریختگری شده همراه با مبرد و تغذیه مناسب و در شکل (۵-د) بدون مبرد و تغذیه نشان داده شده است. این شکل نشان میدهد که در شمش با مبرد و تغذیه طراحی شده درصد احتمال وجود حفرات انقباضی در خود شمش بین ۰/۸ تا ۱/۵ درصد و در تغذیه بین ۰/۸ تا ۶۵ درصد است.

اما در شمش بدون تمهیدات انجماد جهت دار (بدون مبرد و تغذیه)، درصد احتمال وجود این حفرات بین ۲۰ تا ۸۰ درصد است.

$$\text{Shape Factor} = \frac{70 + 80}{30} = 50$$

در نتیجه از منحنی Bishop's (فاکتور شکل، حجم تغذیه  $V_R$ ) به حجم شمش  $(V_c)$  برای نگه داشتن شمش در یک منطقه سالم استفاده شد:

$$\frac{V_R}{V_c} \geq 0.35 \quad (2)$$

$$V_c = 70 \times 80 \times 30 = 168000 \text{ mm}^3 \rightarrow \frac{V_R}{168000} = 0.35$$

$$\rightarrow V_R = 168000 \times 0.35 = 58800 \text{ mm}^3$$

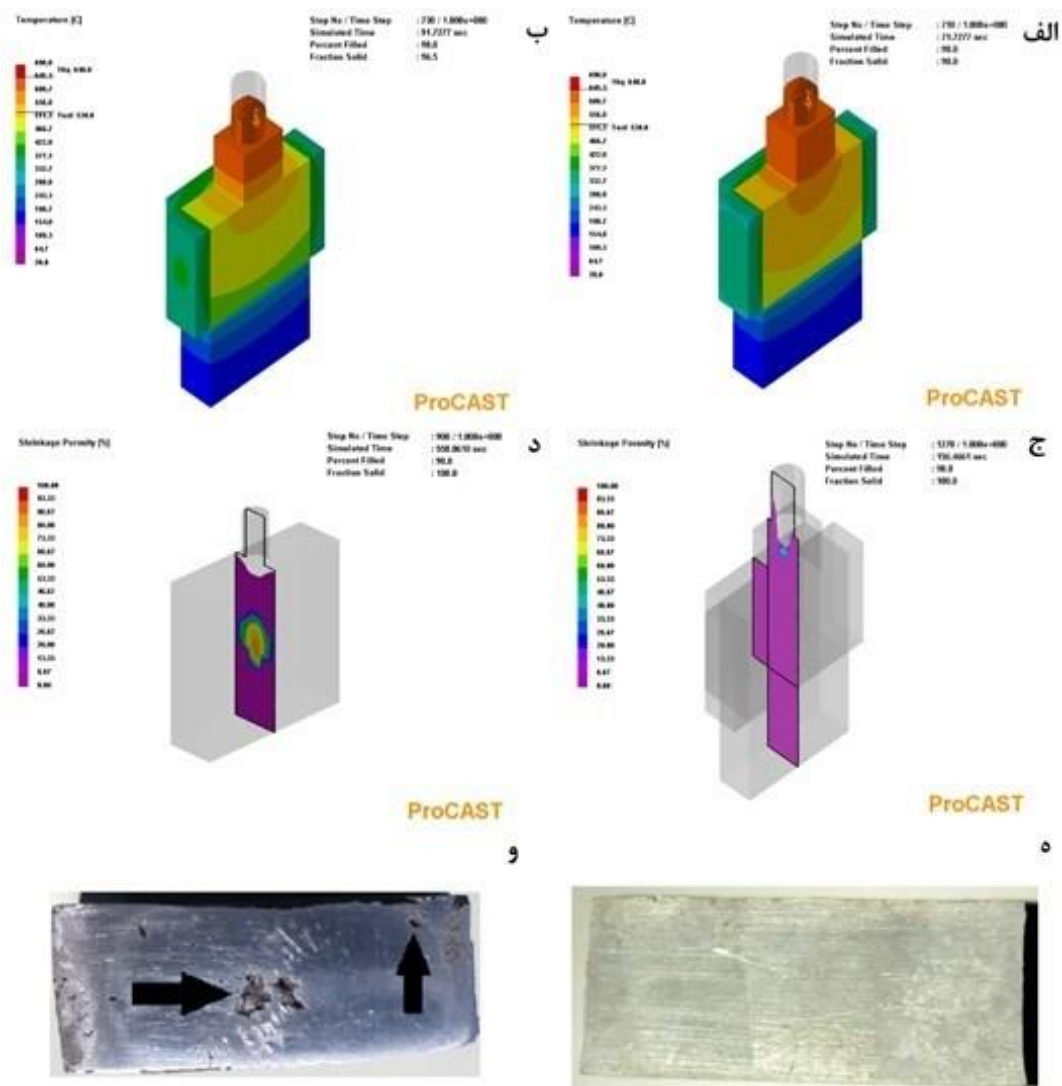
در نهایت، تغذیه مکعب مستطیل شکلی با عرض ۴۰ میلیمتر و ضخامت ۳۰ میلی متر تعیین شد که طول آن به شرح زیر محاسبه میشود:

$$V_R = 40 \times 30 \times L = 58800 \rightarrow L = 49 \approx 50 \text{ mm}$$

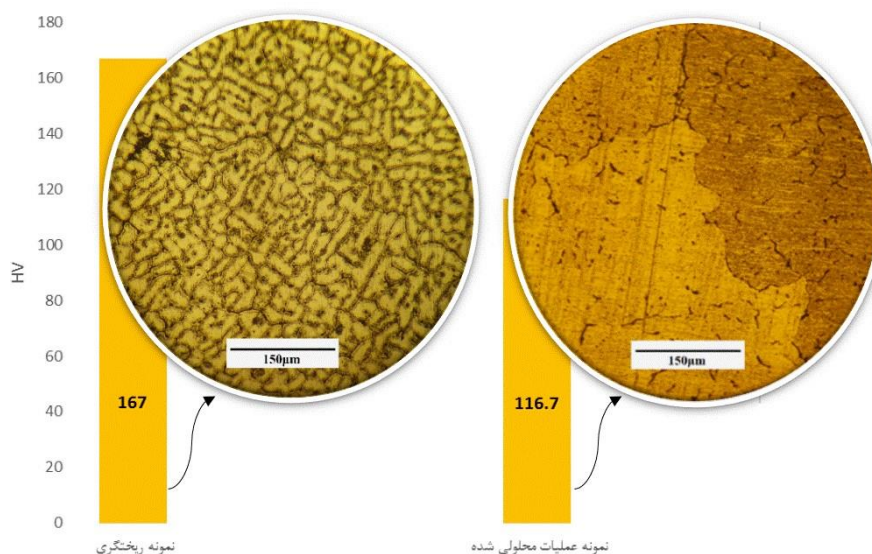
در شکل (۴)، ابعاد هندسی نمونه قالب و تغذیه طراحی شده مبتنی بر محاسبات فوق نشان داده شده است.

بعد از طراحی تغذیه و مبرد، شبیه سازی توزیع حرارتی در مجموعه ی قطعه و سیستم تغذیه طراحی شده به کمک نرم افزار پروکست انجام شد در شکل (۵-الف) یکی از نتایج توزیع دمایی مربوط به زمان حدود ۷۱ ثانیه بعد از بارریزی ارائه شده است. شرایط توزیع دمایی در این شکل





شکل ۵- الف) و ب) تصویر توزیع حرارتی حاصل از شبیه سازی شمش در دو زمان بارریزی متفاوت. ج) و د) تصویر تخلخل های احتمالی در حالت همراه با تغذیه و مبرد و بدون آنها حاصل از شبیه سازی شمش. ه) و و): تصاویر برش خورده شمش همراه مبرد و تغذیه و بدون آن



شکل ۶- مقدار سختی ویکرز نمونه های ریختگی با عملیات محلولی و تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به آنها

مشکلاتی نظیر تبخیر و ایجاد فازهای دوم ناخواسته، محتمل تر خواهد شد [۲۱]. این فازها به احتمال زیاد در طول عملیات حرارتی پیش گرم در دمای بالا ذوب می شوند و باعث ایجاد عیب در قطعه ی در حل شکل دهی می شوند. همچنین مقادیر زیادی ناهمگنی ریزساختاری که پس از فرآیند ریخته گری در آلیاژ ۲۰۲۵ باقی می ماند، می توانند از طریق ایجاد تنش و کرنش موضعی، تأثیر منفی روی شکل پذیری بگذارند [۵، ۶]. به منظور حل این مشکل، عملیات محلولی دو مرحله ای استفاده می شود که شامل آنیل دمای پایین و سپس آنیل در دمای به نسبت بالاتر است. این عملیات حرارتی می تواند به طور مؤثر مانع از تشکیل مناطق ذوب موضعی در حین شکل دهی گرم شود. عملیات حرارتی دو مرحله ای مطابق شرایط مندرج در بخش مواد روشها روی شمش تولید شده با انجماد جهت دار اعمال شد.

مقایسه ریزساختار نمونه های ریختگی و عملیات محلولی دومرحله ای در شکل (۶) نشان داده شده که مبین

مرحله بعدی اعتبارسنجی تجربی مدل طراحی شده بود. نتایج ریخته گری واقعی شمش مطابق مدل فوق الذکر تأیید کرد که در هیچ یک از المانهای شمش ریخته شده از بالا تا پایین شمش، تخلخل های درشت یا ریز وجود ندارد. در شکلهای (۵-ه) و (۵-و) برشی واقعی از شمش های ریخته گری شده در دو حالت مختلف قابل مشاهده است که نشان دهنده ی وجود و عدم وجود همین حفرات انقباضی است.

از طرف دیگر، برای آلیاژهای آلومینیم، رسوب عناصر آلیاژی از محلول جامد اشباع رخ می دهد که باعث تشکیل ذرات فاز دوم میشود. ترکیبات  $\theta$ - $Al_2Cu$  در سری آلیاژ آلومینیم ۲XXX که میتوانند با این مکانیزم تشکیل شوند، باعث کاهش استحکام میگردند [۵، ۶]. در ریخته گری، شرایط غیر تعادلی برقرار است، و معمولاً مقدار زیادی از فازهای یوتکتیک به اندازه ی میکرونی که دمای ذوب نسبتاً کمی دارند تشکیل میشوند. به خصوص اگر اختلاف دمای ذوب عناصر آلیاژی با فلز پایه زیاد باشد



میانگین ضخامت تختال به نسبت طول کاری (طبق شکل ۸ و ۹ و معادلات ۳ و ۴) میتوان از ترک دوشاخه ای جلوگیری کرد [۲۰].

$$\Delta = \sqrt{\frac{h_1}{4 \times r \times R}} \times (2 - r) \quad (3)$$

$$r = \frac{h_1 - h_2}{h_1} \quad (4)$$

در جایی که R قطر غلتک، r مقدار کاهش ضخامت، h<sub>1</sub> ضخامت اولیه و h<sub>2</sub> ضخامت نهایی است [۲۰].



شکل ۷- ترک دهانه تمساحی که پس از نورد شمش بدون استفاده از پارامترهای بهینه نورد رخ داده است

مطابق شکل (۸)، اگر ضخامت اولیه و مقدار کاهش ضخامت مشخص باشد، میتوان مقدار  $\Delta$  را محاسبه کرد. اگر مقدار  $\Delta$  کمتر از ۱ یا بیشتر از ۱/۸ باشد، از تشکیل ترک دوشاخه ای جلوگیری می شود [۱۵]. باین حال، این معادله با تغییر ضخامت اولیه و کاهش ضخامت و همچنین قطر غلتک نورد تغییر می کند. دلیل آن این است که این پارامترها با تغییر طول کاری و میانگین ضخامت تغییر میکنند [۲۰].

طبق شکل (۷)، تشکیل ترک دوشاخه ای در نمونه عملیات محلولی شده به اینگونه قابل تفسیر است که استفاده از

تشکیل ساختار یکنواخت و همگن شده در طی دو مرحله عملیات محلولی است. در این شکل همچنین مقایسه ی سختی نمونه های عملیات محلولی و ریختگی انجام شده است. همانطور که از شکل پیداست، با حذف ترکیبات بین فلزی بین دندریت ها سختی کاهش یافته است. به عبارت دیگر با حذف فازهای بین فلزی که دارای سختی بالاتری نسبت به زمینه بودند، اثر آنها بر سختی کلی آلیاژ خنثی شده و در مجموع علیرغم اثر سخت شونده ی محلول جامد، سختی آلیاژی که عملیات محلولی شده، کاهش یافته است.

نکته دیگری که باید در محاسبات تولید شمش های کوچک در نظر گرفت آن است که کارپذیری شمش علاوه بر شرایط انجماد جهت دار و نسبت مدول هندسی قطعه و تغذیه، به عوامل دیگری نیز بستگی دارد. مثلاً در هنگامی که فرایند نورد برای اولین مرحله شکل دهی شمش مدنظر باشد، رخ دادن عیب دهان تمساحی که وابسته به ابعاد هندسی شمش است، محتمل است.

در این تحقیق شمش اولیه تولید شده با انجماد جهت دار که بعد از آن عملیات محلولی نیز شده بود، دچار عیب دهان تمساحی شد. شکل (۷) نمایی از ایجاد این عیب را در شمش نشان داده است. این امر تأییدی است بر اینکه در محاسبات هندسی شمش علاوه بر مبانی انجماد جهت دار باید اجتناب از عیب دهان تمساحی نیز لحاظ شود. این موضوع با توجه به محدوده ی کارپذیری باریک آلیاژ ۲۰۲۵ که پیش تر به آن اشاره شده، دارای اهمیت مضاعف است. همانطور که از شکل (۷) پیدا است، عیب ایجاد شده با ترک های ساختاری که در اولین نمونه شکل گرفته بود (شکل ۱)، کاملاً متفاوت است. ترک دوشاخه شدن یک نقص تکنولوژیکی نورد است و لزوماً به ساختار آلیاژ مربوط نمی شود. ایجاد ترک های دوشاخه ای می تواند به دلیل تنش داخلی تختال باشد. با دانستن مقدار دلتا ( $\Delta$ ) و

۳- طراحی تغذیه و مبرد گذاری با نسبت مدول هندسی تغذیه به قطعه برابر با  $0.35$  انجام و نشان داده شد با این محاسبات در زمانی که انجماد در نزدیکی مبرد آغاز میشود، در تغذیه

همچنان مذاب وجود دارد. ضمناً تغییرات توزیع دمایی در زمان های بعدی نشان داد که گرمترین نقطه قطعه همچنان تغذیه خواهد بود.

۴- مدل سازی شرایط انجماد آلیاژ نشان داد که تا دماهای کمتر از دمای سالیدوس، به دلیل ایجاد فازهای با دمای ذوب پایین در بین دندریت ها، امکان باقی ماندن فاز مذاب در شمش تا حدود  $420$  درجه سانتیگراد وجود دارد. لذا عملیات حرارتی محلولی دو مرحله ای شامل مرحله اول دمای  $450$  درجه سانتیگراد به مدت  $4$  ساعت و خنک شدن در هوا و مرحله دوم دمای  $590$  درجه سانتی گراد به مدت  $3$  ساعت و کوئنچ در آب  $25$  درجه سانتی گراد برای آلیاژ ضروری است.

۵- نتایج به دست آمده نشان داد در محاسبات ابعادی شمش آلیاژ

$2025$  که برای نورد شدن ریخته گری شده است، باید علاوه بر محاسبات انجماد جهت دار، محاسبات مربوط به عیب دوشاخه ای نیز لحاظ شود. به این منظور، لازم است که بین ضخامت تختال مورد نورد و میزان کاهش ضخامت اولیه اعمالی در نورد نسبت  $9$  به  $1$  یا بیشتر (بر حسب اینچ) برقرار باشد.

کاهش مقطع کم در مرحله اول نورد منجر به شکست دوشاخه ای می شود. درحالی که آزمایش دیگر تأیید کرد که با استفاده از مقادیر زیاد کاهش ضخامت (منطقه امن در شکل ۹)، نمونه های انجماد جهت دار و عملیات محلولی شده را می توان بدون هیچ مشکلی نورد کرد. به عنوان مثال برای شمش با ضخامت  $30$  میلیمتر، کاهش سطح مقطع  $25$  میلیمتری از ترک دوشاخه ای جلوگیری می کند. بنابراین در شمش های کوچک تولیدی از آلیاژ آلومینیم  $2025$  که فرایند نورد برای آنها مدنظر است، به غیر از ملاحظات وزن و ابعاد محصول موردنظر باید محاسبات انجماد جهت دار مطابق مدل و نیز محاسبات اجتناب از عیب دوشاخه ای ارائه شده در این تحقیق به طور هم زمان لحاظ شود.

#### ۴- نتیجه گیری

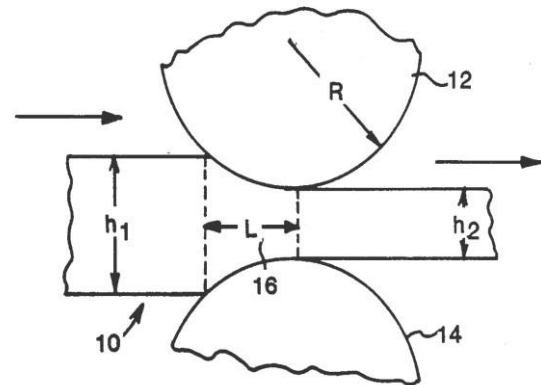
۱- در ریخته گری آلیاژ  $2025$  در مقیاس کوچک و به ویژه زمانی که فرایندهای شکل دهی غیر از اکستروژن از جمله نورد برای آن مطرح است، به دلیل بازه انجماد خمیری زیاد، استفاده از تمهیدات انجماد جهت دار (مثل مبرد و تغذیه) برای جلوگیری از ترک های ساختاری در حین نورد لازم است.

۲- با توجه به نتایج میکروسکوپ الکترونی وجود حفرات انقباضی حاصل از انجماد خمیری در فضای بین دندریتی و همچنین عدم یکنواختی در سختی فلز در حال نورد به خاطر جدایش مس در این مناطق، عوامل اصلی ایجاد و اشاعه ترک در حین نورد آلیاژ بوده است. هر دو عامل به طور مستقیم می توانند بر نورد پذیری مؤثر باشند. حفرات انقباضی محل های اولیه مناسب برای ایجاد ترک هستند. همچنین غیریکنواختی در سختی در مناطق مختلف قطعه در حال نورد باعث ناهمگنی تغییر شکل و افزایش حساسیت به اشاعه به ترک میشود.

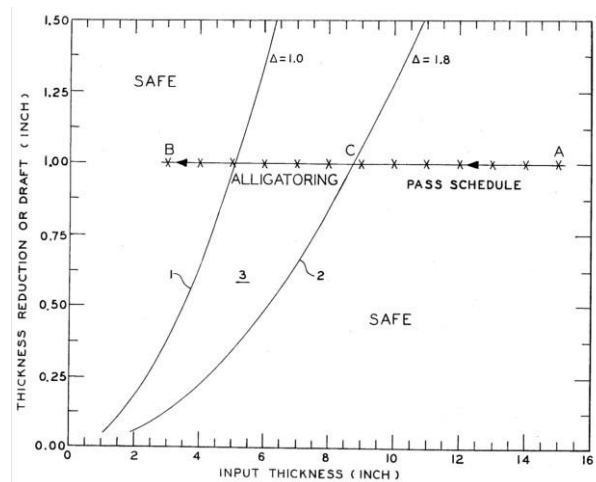


treatment, Metallurgical Engineering, 2018, 20(4) 311-321.

- [3] Liang M., Chen L., Zhao G., Guo Y., Effects of solution treatment on the microstructure and mechanical properties of naturally aged EN AW 2024 Al alloy sheet, Journal of Alloys and Compounds, 2020, 824, 153-943.
- [4] Dorward R., Beerntsen D., Effects of casting practice on macro-segregation and microstructure of 2024 alloy billet, Essential Readings in Light Metals, 2016, 825-830.
- [5] Ebrahimi G.R., Zarei-Hanzaki A., Haghshenas M., Arabshahi H., The effect of heat treatment on hot deformation behaviour of Al 2024, Journal of Materials Processing Technology, 2008, 206(1) 25-29.
- [6] Gao Y.H., Kuang J., Liu G., Sun J., Effect of minor Sc and Fe co-Addition on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu alloys during homogenization treatment, Materials Science and Engineering A, 2019, 746, 11-26.
- [7] Albiter A., León C.A., Drew R.A.L., Bedolla E., microstructure and heat treatment response of Al-2024/TiC composites, Materials Science and Engineering A, 2000, 289(1) 109-115.
- [8] Ertugrul O., He T., Shahid R.N., Scudino S., Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Al 2024 matrix composites reinforced with Ni60Nb40 Metallic Glass Particles, Journal of Alloys and Compounds, 2019, 808, 151-732.
- [9] Fernández Gutiérrez R., Sket F., Maire E., Wilde F., Boller E., Requena G., Effect of solution heat treatment on microstructure and damage accumulation in cast Al-Cu alloys, Journal of Alloys and Compounds, 2017, 697, 341352.
- [10] Luo H.J., Jie W.Q., Gao Z.M., and Zheng Y.J., Numerical simulation for macro-



شکل ۸- شماتیک فرآیند نورد و معنی پارامترهای مرتبط با آن [۲۰].



شکل ۹- داده های تجربی که معیارهای توصیف شرایط نورد را با توجه به شکست دو شاخه ای تعیین می کنند [20].

مراجع

- [1] Faraji F., Vahdat S.E., Effect of deep cryogenic treatment on precipitation hardening of aluminum 2024 and 7075, Metallurgical Engineering, 2018, 21(3) 225-236.
- [2] Nazarian H., Vahdat S.E., Fatigue strength of aluminum 2024 after sub-zero





- Alloys and Compounds, 2009, 485(1) 204-208.
- [16] Guo C., Li J., Yu H., Wang Z., Lin X., Wang J., Branching induced grain boundary evolution during directional solidification of columnar dendritic grains, *Acta Materialia*, 2017, 136, 148-163.
- [17] Flemings, *Solidification Processing*: McGraw-Hill, 1974.
- [18] A. Zare Bidaki, F. Akhlaghi, Production of Al2024/GR composite by solid assisted melt disintegration (SAMD) technique, *Journal of Faculty of Engineering (University of Tehran)*, 2009, 43, 169-176.
- [19] ASM International, *Casting Design and Performance*, Materials Park, 2009, p. 61.
- [20] Otto W.L., and Kohn H.A., *Rolling procedures for eliminating alligator defect formation*, United States of America, Aluminum Company of America, 1986.
- [21] Sadeghi Mohammadi M., Hadi M., Karimi H., and Bayat O., Determination of critical pressure and impeding pressure for manganese evaporation during the induction melting process of manganese-nickel alloys, *Founding Research Journal*, 2019, 3, 67-74.
- segregation in direct-chill casting of 2024 aluminum alloy with an Extended Continuum Mixture Model, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(5) 1007-1015.
- [11] Qi Z., Cong B., Qi B., Zhao G., Ding J., Properties of wire + arc additively manufactured 2024 aluminum alloy with different solution treatment temperature, *Materials Letters*, 2018, 230, 275-278.
- [12] Shengli Y., Jian S., Xiaodong Y., Xiwu L., Fei Z., Baoqing S., Homogenization treatment parameter optimization and microstructural evolution of Al-Cu-Li alloy, *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, (641) 28-34.
- [13] Zhang J., Wu G., Zhang L., Zhang X., Shi C., Sun J., Effect of Zn on precipitation evolution and mechanical properties of a high strength cast Al-Li-Cu alloy, *Materials Characterization*, 2020, 160, 89-110.
- [14] Li W.P., Zhou H., Li Z.F., Effect of gadolinium on microstructure and rolling capability of AZ31 alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 475(1) 227-232.
- [15] Hadi M., and Kamali A.R., Investigation on hot workability and mechanical properties of modified IC221M alloy, *Journal of*

Abstract

aluminum alloy ingots on an industrial scale with strict control of freezing parameters ۲۰۲۵

and the use of production devices and

The extrusion process is used to remove the casting structure and increase the quality. In some cases, the geometric ratio of the product requires that the initial dimensions of the ingot be reduced by rolling process. Due to the differences in the state of stress in rolling and extrusion, it is necessary to check the defects in the rolling process with regard to dough freezing and with a large temperature range that leads to coarse microstructural separations. The purpose of this research is to create directional solidification, control dough solidification and improve rollability.



In order to achieve directional solidification to eliminate casting defects, thermal gradient was established between feed and coolant, and the effect of T<sub>۴</sub> solution treatment on the microstructure of the ingot was possible to prevent rolling defects such as bifurcation cracks

It was checked and corrected with the help of simulation. The results showed that with the ratio of the module of feeding to the part of ۰.۳۵ and the use of refrigerant, it is possible to reduce the defects to the minimum possible amount by directional freezing. Examining the microstructure of the samples before and after the solution treatment showed that a significant difference in the increase of homogeneity can be achieved with the help of heat treatment. The hardness of the solution treated sample is ۳۰٪ less than the cast sample, which is due to the grain growth after heat treatment and the loss of intermetallic phases with higher hardness. It is possible to improve rolling ability and prevent rolling defects, especially splitting defects, with the adopted measures.