



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی تاثیر شرایط حاصل از انجماد جهت‌دار بر ساختار و نوردپذیری آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴

علی پیروی^۱، رامین بابایی سودانی^۱، تقی اصفهانی^{۲*}، مرتضی هادی^۲، امید بیات^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی گلیپگان، دانشگاه صنعتی اصفهان، گلیپگان، ایران.
۲- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی گلیپگان، دانشگاه صنعتی اصفهان، گلیپگان، ایران.
۳- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی همدان، همدان، ایران.
* نویسنده مکاتبه کننده: E-mail: t.isfahani@iut.ac.ir و t.isfahani@yahoo.com، صندوق پستی: ۸۷۷۱۷-۶۷۴۹۸.

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۹/۰۷/۲۸

پذیرش: ۱۴۰۰/۰۶/۰۳

شمش آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ در مقیاس صنعتی با کنترل دقیق پارامترهای انجمادی و بکارگیری دستگاه‌های مدرن تولید و فرایند اکستروژن برای حذف ساختار ریختگی و افزایش کیفیت آن به کار گرفته می‌شود. در مواردی نسبت هندسی محصول اقتضا می‌کند که ابعاد اولیه شمش به کمک فرایند نورد کاهش یابد. بخاطر تفاوت‌های حالت تنش درنورد با اکستروژن، لازم است عیوب در فرایند نورد با توجه به انجماد خمیری و با دامنه دمایی زیاد که منجر به جدایش‌های درشت ساختاری و ریزساختاری می‌شود، بررسی شود. هدف از این تحقیق ایجاد انجماد جهت‌دار، کنترل انجماد خمیری و ارتقا نورد پذیری است. جهت دستیابی به انجماد جهت‌دار برای از بین بردن نقص‌های ریخته‌گری، برقراری گرادیان حرارتی بین تغذیه و مبرد انجام شد و اثر عملیات محلولی T4 بر ریزساختار شمش امکان جلوگیری از نواقص نوردی مانند ترک دهان تمساحی بررسی و به کمک شبیه‌سازی تصحیح شد. نتایج نشان داد که با نسبت مدول تغذیه به قطعه ۰/۳۵ و استفاده از مبرد، می‌توان با انجماد جهت‌دار عیوب ریختگی را به حداقل مقدار ممکن رساند. بررسی درشت ساختار و ریزساختار نمونه‌ها 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 ریخته‌گری شده کمتر بوده که دلیل رشد دانه پس از عملیات حرارتی و از بین رفتن فازهای بین‌فلزی با سختی بیشتر است. امکان بهبود قابلیت نورد پذیری و جلوگیری از عیوب نورد به‌ویژه عیب دهان تمساحی، با تدابیر اتخاذ شده امکان‌پذیر است.

واژه‌های کلیدی:

A12024

ریخته‌گری،

نورد،

انجماد جهت‌دار،

عملیات محلولی دومرحله‌ای

ارجاع به این مقاله:

علی پیروی، رامین بابایی سودانی، تقی اصفهانی، مرتضی هادی، امید بیات، بررسی تاثیر شرایط حاصل از انجماد جهت‌دار بر ساختار و نوردپذیری آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار ۱۴۰۰، جلد ۵، شماره ۱، صفحات ۹-۱۸.
شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/fej.2021.253430.1130

۱- مقدمه

آلیاژ شامل چالش ریخته‌گری به دلیل انجماد خمیری از یک سو و تشکیل رسوبات از محلول جامد با مکانیزم‌های پیر سختی از سوی دیگر است [۳]. ساختار جهت‌دار حاصل از فرایند ریخته‌گری در این آلیاژ و تشکیل فازهای بین‌فلزی ترد و نامطلوب در مرزدانه به‌صورت یک چالش در تولید آن مطرح است. تاکنون تأثیر برخی متغیرهای ریخته‌گری از جمله نرخ کاهش دمای مذاب و نرخ تبرید (و متناسب با آن میزان دبی آب موجود در سیستم آبگرد قالب) بر درشت‌ساختار و ریزساختار این آلیاژ مورد بررسی قرار گرفته است [۴]. باین‌حال، روی اثر ایجاد

آلیاژ A12024 در گروه دو هزار طبقه‌بندی 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، جوش‌پذیری خوب، مقاومت به شکست بالا و در ضمن قابلیت ریخته‌گری پایین اشاره کرد. این دسته از آلیاژها و به‌ویژه آلیاژ ۲۰۲۴، کاربردهای زیادی در صنایع هوا فضا و صنایع حمل‌ونقل به‌خصوص به خاطر نسبت استحکام به وزن بالا دارند [۱، ۲]. برخی از مهمترین موضوعات تحقیقاتی در این

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 درشت‌ساختار و ریزساختار، نمونه‌ها پس از آماده‌سازی 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]. نمونه‌های ریختگی و همگن‌شده توسط میکروسکوپ صا ایران مدل IMM-240 مورد بررسی قرار گرفت. آزمایش سختی ویکرز نمونه‌های ریختگی و همگن‌شده با استفاده از دستگاه آزمایش سختی HBV-30A و با استفاده از بار ۵ کیلوگرم و مدت‌زمان فرورفتگی ۱۰ ثانیه انجام شد. نمونه‌ها با توجه به هندسه‌ی انتخاب شده برای قالب که مشابه تختال بوده، جهت نورد در راستای طول بلند تر شمش انجام شد. نورد نمونه‌ها به کمک دستگاه نورد با قطر غلتک ۳۰ سانتیمتر و قابلیت کنترل دقیق سرعت چرخش و شکاف غلتک، ساخت شرکت ماشین‌سازی صالحی انجام شد. پیش‌گرم نمونه‌ها قبل از نورد در کوره مقاومتی تا دمای ۳۸۰ درجه سانتی‌گراد صورت گرفت.

۳- نتایج و بحث

برای مقایسه تاثیر انجماد جهت‌دار ابتدا شمش‌های از آلیاژ مطابق شرایط تشریح شده در بخش مواد و روش‌ها و بدون تمهیدات و محاسبات انجماد جهت‌دار ریخته‌گری شد. سپس نمونه‌های ریختگی، برای بررسی قابلیت کارگرم‌پذیری تحت فرایند نورد قرار گرفتند. نتایج به‌دست‌آمده نشان داد که در پاس‌های اولیه نورد، نمونه دچار ترک‌های ساختاری در تمامی طول آن می‌شود. نمونه‌ای از ترک‌های شکل‌گرفته 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 می‌شوند.

جدول ۱- آنالیز اسپکتروسکوپی از یک نمونه شمش ریخته‌گری شده (درصد وزنی)

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

انجماد جهت‌دار 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 ۲۰۲۴ برای بهینه‌سازی ریزساختار مطالعه شده‌اند [۷-۱۳]. اما ارتباط بین ریزساختار حاصل از انجماد جهت‌دار و گرادیان حرارتی بین تغذیه و مبرد با ریزساختار بعد از عملیات محلولی، تاکنون بررسی نشده است. ضمن آنکه تأثیر جدایش‌های درشت ساختاری و ریزساختاری بر نوردپذیری شمش‌ها نیز با در نظر گرفتن تأثیر جهت‌دار شدن انجماد، موضوعی تازه است. بنابراین هدف از این تحقیق کنترل نقایص ریخته‌گری ناشی از انجماد خمیری آلیاژ Al2024 به‌منظور جلوگیری از ترک‌خوردگی در حین نورد گرم از طریق ایجاد انجماد جهت‌دار 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 ریخته‌گری برای کنترل عیوب تکنولوژیکی نورد از جمله ترک دهان تمساحی^۱ بررسی می‌شود.

۲- مواد و روش تحقیق

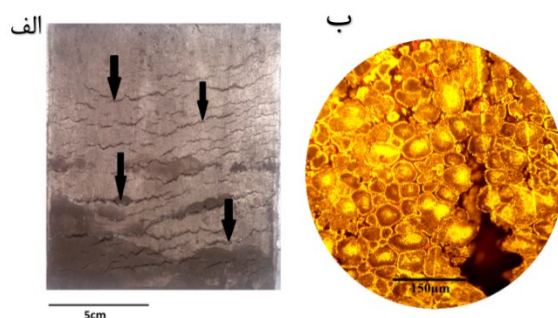
در این تحقیق از مواد اولیه برگشتی با ترکیب آلیاژ ۲۰۲۴ استفاده شد. ذوب در کوره شعله‌ای با بوته پنج کیلوگرمی انجام شد. جهت گاززدایی، سرباره‌گیری و آخال‌زدایی از مذاب از قرص گاززدا و سرباره‌گیری قبل از انجام عملیات ذوب‌ریزی استفاده شد. ذوب‌ریزی در قالب فولادی (CK۴۵) با ابعاد ۷۰×۸۰×۳۰ میلی‌متر ریخته‌گری صورت گرفت. ضمناً قالب فلزی برای حذف رطوبت و کاهش فوق‌تبرید تا ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد گرم شد. در نمونه‌هایی که برای بررسی اثر انجماد جهت‌دار ساخته شدند، از مبرد در کف قالب چند تکه استفاده شد. ترکیب شمش‌های ریخته‌گری شده در هر مرحله با ترکیب استاندارد آلیاژ ۲۰۲۴ کنترل شد. نمونه‌ای از بررسی ترکیب شیمیایی شمش ریخته‌گری شده در جدول (۱) ارائه شده است. به‌منظور ارزیابی کیفیت ریخته‌گری نمونه‌ها، بخش‌هایی از قسمت‌های فوقانی و تحتانی نمونه جهت مطالعه ریزساختاری تهیه شد. به‌منظور بررسی عملیات محلولی دومرحله‌ای و مقایسه‌ی درشت‌ساختار 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

^۱ Alligator crack

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 جدایش‌ها و حفره‌های انقباضی، انجماد خمیری آلیاژ Al2024 است. در واقع، وقتی ذوب در قالب بدون تمهیدات انجماد جهت‌دار (بدون میرد، تغذیه و سایر عوامل جهت‌دار کننده‌ی انجماد) ریخته‌گری می‌شود، هسته جامد روی دیواره‌های قالب تشکیل می‌شود و پس از گذشت زمان کمی، رشد خاتمه یافته و گسترش جبهه‌ی انجماد به مرکز نمونه رخ نمی‌دهد و فقط یک لایه نازک باقی می‌ماند. این به آن معناست که انجماد جهت‌دار به سمت مرکز قالب حاصل نمی‌شود. زیرا گرادیان دما به اندازه کافی زیاد نیست که مانع از رشد لایه‌نازک اولیه شود. در این حالت، شرایط به‌گونه‌ای است که هسته‌های جامد دیگر در قسمت‌های مختلف قالب شروع به تشکیل شدن می‌کنند و انجماد با رشد آن‌ها ادامه می‌یابد. این هسته‌ها به مرور زمان در جهات مختلف رشد می‌کنند و سرانجام به یکدیگر می‌رسند و رشد آن‌ها متوقف می‌شود [۱۶، ۱۷]. در انجماد آلیاژهایی با انجماد خمیری؛ هسته جامد در سراسر نمونه تشکیل شده، این هسته‌ها رشد کرده و دانه‌ها را تشکیل می‌دهند. از آنجا که در مرحله آخر انجماد، مذاب بین دندریتها وجود دارد، بنابراین انقباض حین انجماد مذاب باقیمانده، باعث شکل‌گیری تخلخل در کل نمونه می‌گردد. در واقع از آنجا که انقباضات بین دانه‌های منجمد شده نمی‌تواند توسط تغذیه جبران شود، حفرات انقباضی در تمامی نمونه به خصوص در بخش‌هایی که در آخرین مرحله منجمد می‌شوند (نقاط داغ) شکل می‌گیرد [۱۷].

برای حل چنین مشکلی، استفاده از انجماد جهت‌دار ناگزیر به نظر می‌رسد. این امر در شرایطی که شمش‌ریزی به هدف انجام فرایند نورد صورت می‌گیرد دارای اهمیت مضاعف است. در واقع در فرایند تولید متداول این آلیاژ، از فرایند اکستروژن استفاده می‌شود که با کارپذیری بهتر ناشی از حالت تنش مشکلات حاصل از انجماد خمیری کمتر نمود می‌یابد. اما در شمش‌ریزی در ابعاد کوچک که اغلب فرایندهایی غیر از اکستروژن (مثل نورد یا فورج) برای آن‌ها مطرح است، شرایط ریزساختاری نمونه‌ها اهمیت بیشتری دارد. البته انجماد جهت‌دار به سمت تغذیه به‌خودی‌خود کافی نیست و باعث کاهش جبهه‌های انقباضی پراکنده شده در سراسر نمونه نمی‌شود. به همین دلیل زمانی که دورترین نقطه نمونه ریخته‌گری 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



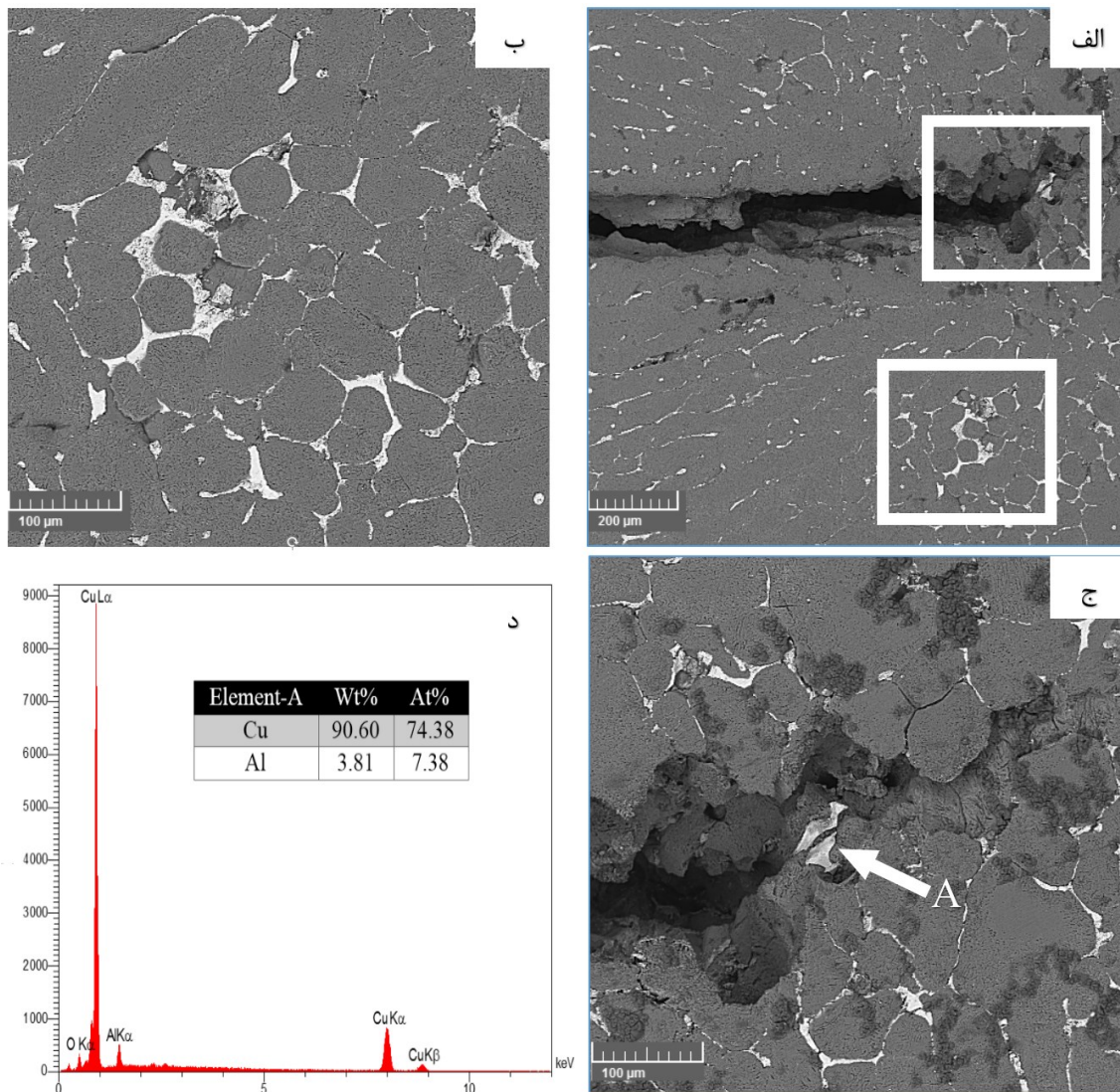
شکل ۱- الف) ترک‌های ساختاری که در طی فرایند نورد نمونه‌های ریخته‌گری در قالب فلزی ساده ایجاد می‌شوند و ب) تصویر متالوگرافی از ترک‌های ساختاری در طی فرایند نورد

برای بررسی دقیق‌تر علل ایجاد ترک‌های ساختاری، آنالیز SEM+EDS روی نمونه‌ها انجام شد. با توجه به شکل (۲-الف) که با تعیین‌کننده‌ی الکترون برگشتی و در بزرگنمایی کم تهیه شده است، می‌توان فرم بین دندریتی اشاعه ترک‌ها 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 شکل‌ها قابل مشاهده است که بین دندریتها یک‌فاز جدایش یافته با کنتراست سفیدرنگ به وجود آمده است. با توجه به استفاده از تعیین‌کننده‌ی 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 بزرگنمایی شده‌ی قسمت (ج) می‌توان آن را دید. آنالیز نقطه‌ای از این مناطق روشن (که قاعدتاً باید حاوی فلزی با عدد اتمی بالاتر از آلومینیم باشند که کنتراست روشن ایجاد کرده‌اند) در قسمت (د) ارائه شده است. نتیجه آنالیز به‌وضوح نشان داد که فاز مذکور غنی از مس است. با توجه به محدودیت‌های آنالیز EDS هم از لحاظ دقت تعیین عناصر و هم از این لحاظ که ممکن است الکترونها برگشتی از زمینه و زیر فاز جدایش یافته به تعیین‌کننده رسیده باشند، نمی‌توان با قطعیت 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، شکل‌پذیری متفاوتی با زمینه داشته و می‌تواند عامل تغییر شکل ناهمگن باشد. شباهت نحوه توزیع این فاز در ریزساختار با الگوی ترک‌ها و ریزترک‌های ایجاد شده در شمش نوردی، این تحلیل تایید می‌شود. 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 حین نورد آلیاژ بوده است. این عامل به‌طور مستقیم می‌تواند بر نوردپذیری مؤثر باشند. در واقع ناهمگنی در سختی در مناطق مختلف قطعه در حال نورد باعث ناهمگنی تغییر شکل و افزایش

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 سانتی‌گراد ذکر شده است [۱۸]. اما وجود فازهای دوم با دمای ذوب کم در بین دندریت‌ها، باعث می‌شود که تا حدود ۴۲۰ درجه سانتی‌گراد همچنان درصد جامد در آلیاژ کاملاً به ۱ نرسد. بدین منظور یکی از راه‌ها برای رفع و یا کاهش این مشکل عملیات حرارتی دومرحله‌ای است [۵، ۶]. این عملیات حرارتی شامل یک آیل کم‌دما و پس از آن مرحله دوم عملیات حرارتی در دمای نسبتاً بالاتر است. بنابر منابع موجود این عملیات حرارتی می‌تواند به‌طور مؤثر از تشکیل فاز مایع در عملیات همگن کردن بعدی در دمای بالا جلوگیری کند [۶].

دارای انجماد جهت‌دار باشد و کاملاً منجمد شود؛ درحالی‌که نزدیکی تغذیه در مراحل اولیه انجماد است. معمولاً حفره‌های انقباضی موجود در آلیاژهای دارای محدوده انجمادی طولانی (خمیری) به‌عنوان حفره‌های کوچک و بزرگ دیده می‌شوند. حفره‌های بزرگ معمولاً در قسمت‌های ضخیم یا نقاط داغ نمونه بوجود می‌آیند و حفره‌های کوچک در سراسر نمونه توزیع می‌شوند.

بر این اساس، جهت ارزیابی انجماد خمیری آلیاژ، تغییرات حالت فیزیکی فازها توسط نرم‌افزار پروکست شبیه‌سازی شد. شکل (۳) نشان‌دهنده کسر انجماد یافته در مقابل دما برای آلیاژ ۲۰۲۴ است. همان‌طور که در این شکل می‌بینید در دمای بیشتر از ۴۲۵ درجه سانتی‌گراد کسر انجمادی در حال کم شدن است که نشان داد، فاز مایع در این آلیاژ می‌تواند در بازه دمایی بزرگی باقی



شکل ۲- الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با تعیین‌کننده الکترون برگشتی از ترک ساختاری در طی فرایند نورد، ب) و ج) تصاویر بزرگنمایی بالاتر از مناطق علامت‌گذاری شده ۱ و ۲ در بخش (الف) و (د) نتایج آنالیز EDS از نقطه A

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:

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

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

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

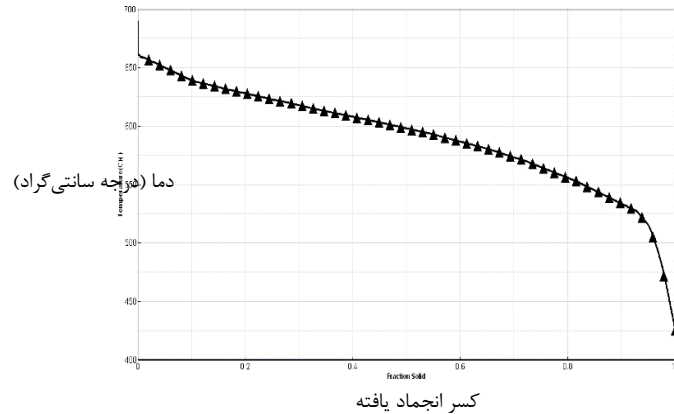
در نهایت، تغذیه مکعب مستطیل شکلی با عرض ۴۰ میلی‌متر و ضخامت ۳۰ میلی‌متر تعیین شد که طول آن به شرح زیر محاسبه می‌شود:

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

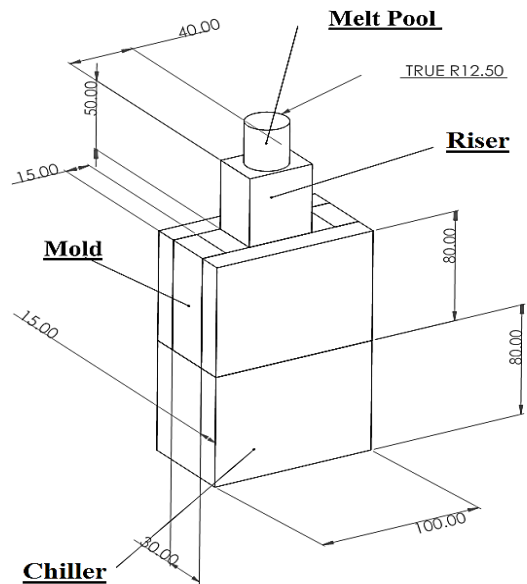
در شکل (۴)، ابعاد هندسی نمونه قالب و تغذیه طراحی شده مبتنی بر محاسبات فوق نشان داده شده است.

بعد از طراحی تغذیه و مبرد، شبیه‌سازی توزیع حرارتی در مجموعه‌ی قطعه و سیستم تغذیه طراحی شده به کمک نرم‌افزار 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 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 شده‌اند. 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 می‌یابد. 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 ریخته‌گری 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 جهت‌دار (بدون مبرد و تغذیه)، درصد احتمال وجود این حفرات بین ۲۰ تا ۸۰ درصد است.



شکل ۳- تغییرات کسر انجماد یافته در محور افقی با کاهش دما در محور عمودی برای آلیاژ ۲۰۲۴ بدست آمده از شبیه‌سازی استحاله‌های فازی با پروکست



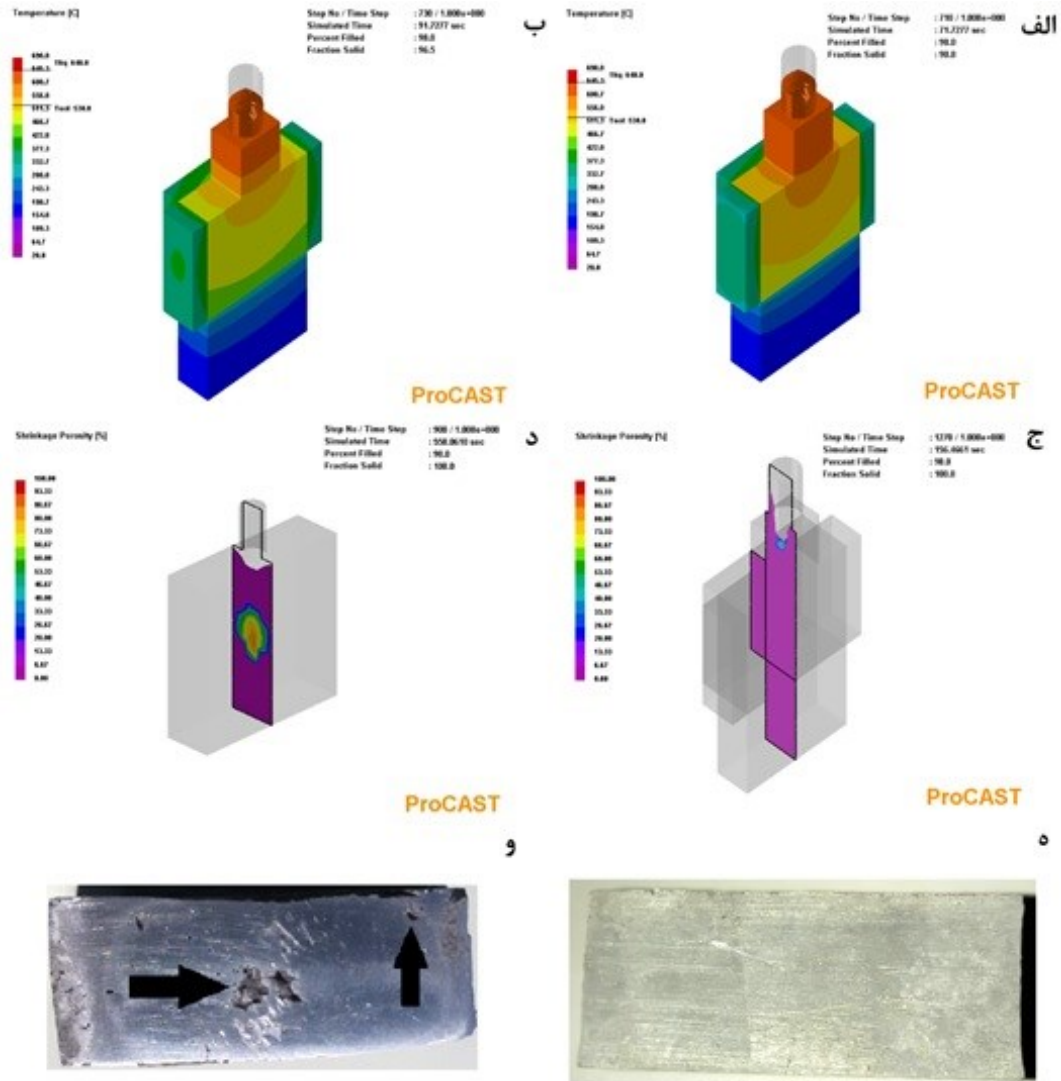
شکل ۴- ابعاد قالب و تغذیه طراحی شده بر حسب میلی‌متر مبتنی بر محاسبات روش بیشاپ

به‌منظور به دست آوردن انجماد جهت‌دار در ریخته‌گری، پارامترهای مبرد و تغذیه مطابق شکل (۴) محاسبه می‌شود. چدن به عنوان مبرد در کف و فولاد برای دیواره‌های قالب در نظر گرفته شد. ضمناً از روش بیشاپ (Bishop's) برای محاسبه ابعاد تغذیه استفاده شد [۱۹، ۲۰]. در این روش ابتدا فاکتور شکل شمش به کمک معادله (۱) به دست آمد.

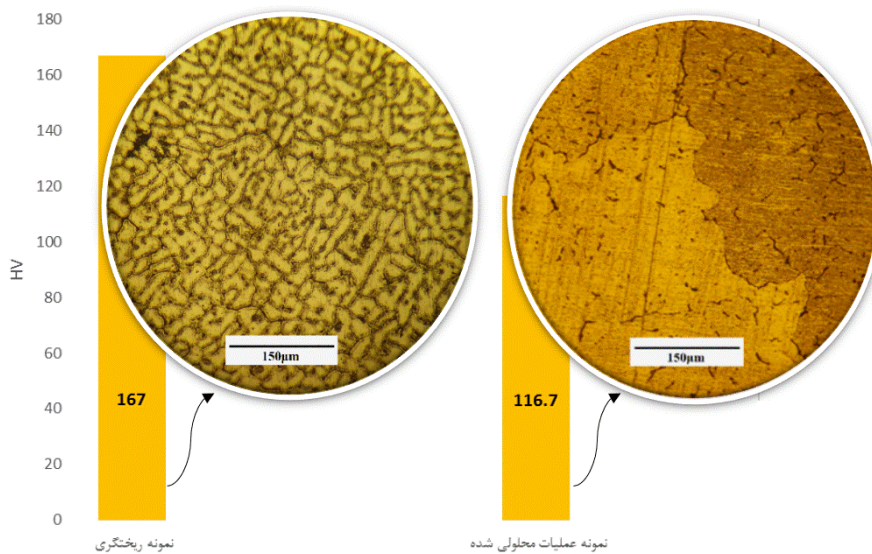
$$\text{Shape Factor} = \frac{L+W}{T} \quad (1)$$

که در آن W عرض، L طول و T ضخامت شمش است. از طرفی از آنجا که ابعاد شمش آلومینیم به صورت:

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



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



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

نکته دیگری که باید در محاسبات تولید شمش‌های کوچک در نظر گرفت آن است که کارپذیری شمش علاوه بر شرایط انجماد جهت‌دار و نسبت مدول هندسی قطعه و تغذیه، به عوامل دیگری نیز بستگی دارد. مثلاً در هنگامی که فرایند نورد برای اولین مرحله شکل‌دهی 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 جهت‌دار 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 جهت‌دار باید اجتناب از عیب دهان تمساحی نیز لحاظ شود. این موضوع با توجه به محدوده‌ی کارپذیری باریک آلیاژ ۲۰۲۴ که پیش‌تر به آن اشاره شده، دارای اهمیت مضاعف است.

همان‌طور که از شکل (۷) پیدا است، عیب ایجاد شده با ترک‌های ساختاری که در اولین نمونه شکل‌گرفته بود (شکل ۱)، کاملاً متفاوت است. ترک دهان تمساحی یک نقص تکنولوژیکی نورد است و لزوماً به ساختار آلیاژ مربوط نمی‌شود. ایجاد ترک‌های دهان تمساحی می‌تواند به دلیل تنش داخلی تختال باشد. با دانستن مقدار دلتا (Δ) و میانگین ضخامت تختال به نسبت طول کاری (طبق شکل ۸ و ۹ و معادلات ۳ و ۴) می‌توان از ترک دهانه تمساحی 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_1 ضخامت اولیه و h_2 ضخامت نهایی است [۲۰].



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

مرحله بعدی اعتبارسنجی تجربی مدل طراحی شده بود. نتایج ریخته‌گری واقعی شمش مطابق مدل فوق‌الذکر تأیید کرد که در هیچ‌یک از المان‌های شمش ریخته شده از بالا تا پایین شمش، تخلخل‌های درشت یا ریز وجود ندارد. در شکل‌های (۵-۵) و (۵-۶) برشی واقعی از شمش‌های ریخته‌گری شده در دو حالت مختلف قابل مشاهده است که نشان دهنده‌ی وجود و عدم وجود همین حفرات انقباضی است.

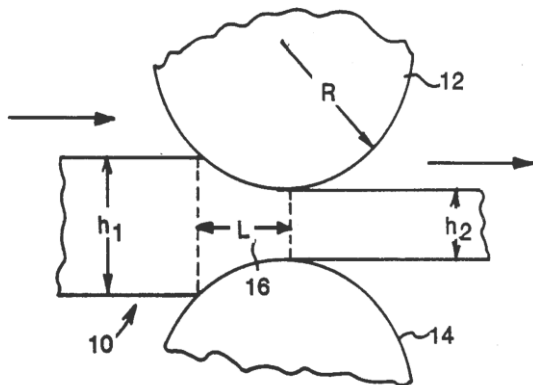
از طرف دیگر، برای آلیاژهای آلومینیم، رسوب عناصر آلیاژی از محلول جامد اشباع رخ می‌دهد که باعث تشکیل ذرات فاز دوم می‌شود. ترکیبات θ -Al₂Cu در سری آلیاژ آلومینیم 2XXX که می‌توانند با این مکانیزم تشکیل شوند، باعث کاهش استحکام می‌گردند [۵، ۶]. در ریخته‌گری، شرایط غیر تعادلی برقرار است، و معمولاً مقدار زیادی از فازهای یوتکتیک به اندازه‌ی میکرونی که دمای ذوب نسبتاً کمی دارند تشکیل می‌شوند. به خصوص اگر اختلاف دمای ذوب عناصر آلیاژی با فلز پایه زیاد باشد، مشکلاتی نظیر تبخیر و ایجاد فازهای دوم ناخواسته محتمل‌تر خواهد شد [۲۱]. این فازها به احتمال زیاد در طول عملیات حرارتی پیش‌گرم در دمای بالا ذوب می‌شوند و باعث ایجاد عیب در قطعه‌ی در حل شکل‌دهی می‌شوند. همچنین مقادیر زیادی ناهمگنی ریزساختاری که پس از فرآیند ریخته‌گری در آلیاژ ۲۰۲۴ باقی می‌ماند، می‌تواند از طریق ایجاد تنش و کرنش موضعی، تأثیر منفی روی شکل‌پذیری بگذارند [۵، ۶]. به‌منظور حل این مشکل، عملیات محلولی دو مرحله‌ای استفاده می‌شود که شامل آنیل دمای پایین و سپس آنیل در دمای به نسبت بالاتر است. این عملیات حرارتی می‌تواند به‌طور مؤثر مانع از تشکیل مناطق ذوب موضعی در حین شکل‌دهی گرم شود. عملیات حرارتی دو مرحله‌ای مطابق شرایط مندرج در بخش مواد روش‌ها روی شمش تولید شده با انجماد جهت‌دار اعمال شد.

مقایسه ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری و عملیات محلولی دومرحله‌ای در شکل (۶) نشان داده شده که مبین تشکیل ساختار یکنواخت و همگن شده در طی دو مرحله عملیات محلولی است. در این شکل همچنین مقایسه‌ی سختی نمونه‌های عملیات محلولی و ریخته‌گری انجام شده است. همان‌طور که از شکل پیداست، با حذف ترکیبات بین‌فلزی بین دندریت‌ها سختی کاهش یافته است. به عبارت دیگر با حذف فازهای بین‌فلزی که دارای سختی بالاتری نسبت به زمینه بودند، اثر آن‌ها بر سختی کلی آلیاژ خنثی شده و در مجموع علیرغم اثر سخت‌شوندگی محلول جامد، سختی آلیاژی که عملیات محلولی شده، کاهش یافته است.

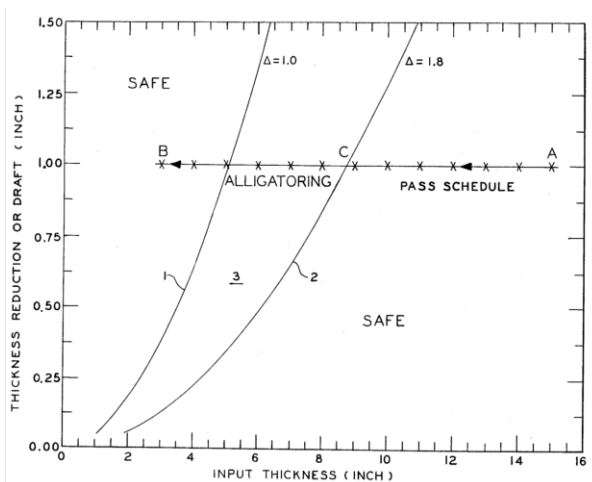
همچنان مذاب وجود دارد. ضمناً تغییرات توزیع دمایی در زمان‌های بعدی نشان داد که گرم‌ترین نقطه قطعه همچنان تغذیه خواهد بود.

۴- مدل‌سازی شرایط انجماد آلیاژ نشان داد که تا دماهای کمتر از دمای سالیدوس، به دلیل ایجاد فازهای با دمای ذوب پایین در بین دندریته‌ها، امکان باقی ماندن فاز مذاب در شمش تا حدود ۴۲۰ درجه سانتی‌گراد وجود دارد. لذا عملیات حرارتی محلولی دومرحله‌ای شامل مرحله اول دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت و خنک شدن در هوا و مرحله دوم دمای ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳ ساعت و کوئنچ در آب ۲۵ درجه سانتی‌گراد برای آلیاژ ضروری است.

۵- نتایج به‌دست‌آمده نشان داد در محاسبات ابعادی شمش آلیاژ ۲۰۲۴ که برای نورد شدن ریخته‌گری شده است، باید علاوه بر محاسبات انجماد جهت‌دار، محاسبات مربوط به عیب دهان تمساحی نیز لحاظ شود. به این منظور، لازم است که بین ضخامت تختال مورد نورد و میزان کاهش ضخامت اولیه اعمالی در نورد نسبت ۹ به ۱ یا بیشتر (بر حسب اینچ) برقرار باشد.



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



شکل ۹- داده‌های تجربی که معیارهای توصیف شرایط نورد را با توجه به شکست دهانه تمساحی تعیین می‌کنند [۲۰].

مطابق شکل (۸)، اگر ضخامت اولیه و مقدار کاهش ضخامت مشخص باشد، می‌توان مقدار Δ را محاسبه کرد. اگر مقدار Δ کمتر از ۱ یا بیشتر از ۱/۸ باشد، از تشکیل ترک دهان تمساحی جلوگیری می‌شود [۱۵]. با این حال، این معادله با تغییر ضخامت اولیه و کاهش ضخامت و همچنین قطر غلتک نورد تغییر می‌کند. دلیل آن این است که این پارامترها با تغییر طول کاری و میانگین ضخامت تغییر می‌کنند [۲۰].

طبق شکل (۷)، تشکیل ترک دهانه تمساحی در نمونه عملیات محلولی شده به این‌گونه قابل تفسیر است که استفاده از کاهش مقطع کم در مرحله اول نورد منجر به شکست دهان تمساحی می‌شود. در حالی که آزمایش دیگر تأیید کرد که با استفاده از مقادیر زیاد کاهش ضخامت (منطقه امن در شکل ۹)، نمونه‌های انجماد جهت‌دار و عملیات محلولی شده را می‌توان بدون هیچ مشکلی نورد کرد. به عنوان مثال برای شمش با ضخامت ۳۰ میلیمتر، کاهش سطح مقطع ۲۵ میلیمتری از ترک دهانه تمساحی جلوگیری می‌کند. بنابراین در شمش‌های کوچک تولیدی از آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ که فرایند نورد برای آن‌ها مدنظر است، به غیر از ملاحظات وزن و ابعاد محصول موردنظر باید محاسبات انجماد جهت‌دار مطابق مدل و نیز محاسبات اجتناب از عیب دهان تمساحی ارائه شده در این تحقیق به‌طور هم‌زمان لحاظ شود.

۴- نتیجه‌گیری

۱- در ریخته‌گری آلیاژ ۲۰۲۴ در مقیاس کوچک و به‌ویژه زمانی که فرایندهای شکل‌دهی غیر از اکستروژن از جمله نورد برای آن مطرح است، به دلیل بازه انجماد خمیری زیاد، استفاده از تمهیدات انجماد جهت‌دار (مثل میرد و تغذیه) برای جلوگیری از ترک‌های 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 به‌طور مستقیم می‌توانند بر نورد پذیری مؤثر باشند. حفرات انقباضی محل‌های 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 ترک می‌شود.

۳- طراحی تغذیه و میرد گذاری با نسبت مدول هندسی تغذیه به قطعه برابر با ۰/۳۵ انجام و نشان داده شد با این محاسبات در زمانی که انجماد در نزدیکی میرد آغاز می‌شود، در تغذیه

- 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.
- [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 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, 341-352.
- [10] Luo H.J., Jie W.Q., Gao Z.M., and Zheng Y.J., Numerical simulation for macro-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, 46(1) 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 IC-221M alloy, Journal of 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)

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Effect of Directional Solidification Conditions on the Structure and Rollability of 2024 Aluminum Alloy

Ali Peyravi¹, Ramin Babaei Sodani¹, Taghi Isfahani^{2*}, Morteza Hadi², Omid Bayat³

1. MSc Student in Materials Engineering, Golpayegan College of Engineering, Isfahan University of Technology, Golpayegan, Iran.

2. Assistant Professor, Golpayegan College of Engineering, Isfahan University of Technology, Golpayegan, Iran.

3. Department of Materials Science and Engineering, Hamedan University of Technology, Iran.

* Corresponding author: E-mail: t.isfahani@yahoo.com & t.isfahani@iut.ac.ir

Paper history:

Received: 19 October 2020

Accepted: 25 August 2021

Abstract:

The 2024 aluminum alloy slab is usually produced at industrial scale with precise control on the solidification parameters using modern machines and undergoing extrusion process after casting to eliminate the casting structure and increase the quality of the slab. The purpose of this research is to provide directional solidification in the 2024 aluminum alloy slab to control the mushy solidification and improve the rollability. For this reason directional solidification is used to eliminate the casting defects and to obtain thermal gradient between the riser and chiller. After studying on the effect of solution treatment T4 on the microstructure of the produced slab the possibility of avoiding rolling defects such as alligator cracking was studied and was optimized using simulation. The obtained results showed that with the feeder/sample ratio of 0.35 and the use of a suitable chiller, the directional solidification of Al2024 alloy can be obtained with minimum casting defects. Also study on the macrostructure and microstructure before and after solution treatment showed that a significant difference in the increase of the homogenization can be obtained by applying the applied thermal treatment. Furthermore the hardness of the solution treated sample is 30 percent less than of the as-cast sample which is due to the grain growth after thermal treatment and the elimination of the intermetallic phases of higher hardness. Also it was shown that the possibility of improving the rollability and avoiding rolling defects specially alligator cracking is possible using the suitable conditions of directional solidification and thermal solution.

Keywords:

Al2024 alloy,
Casting,
Rolling,
Directional casting,
Two-step thermal solution.

Please cite this article using:

Ali Peyravi, Ramin Babaei Sodani, Taghi Isfahani, Morteza Hadi, Omid Bayat, Effect of Directional Solidification Conditions on the Structure and Rollability of 2024 Aluminum Alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2021, 5(1) 9-18.

DOI: 10.22034/frj.2021.253430.1130

Journal homepage: www.foundingjournal.ir