



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی اثر فرایند نیمه‌جامد دمش گاز خنثی بر ساختار و حساسیت به پارگی گرم آلیاژ Al-4.3%Cu

محسن عبدی بجنیدی^۱، سعید شبستری^{۲*}، امین پورقربان^۳

۱- دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران،
۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران،
۳- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران،
* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۲۱-۷۷۲۴۰۳۷۱، تهران، نارمک، صندوق پستی: ۱۶۸۴۶-۱۳۱۱۴، shabestari@iust.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۸/۰۱/۱۱

پذیرش: ۱۳۹۸/۰۲/۱۱

در این تحقیق، آلیاژ Al-4.3%Cu طی فرایند نیمه‌جامد دمش گاز خنثی (GISS) تحت فراوری قرار گرفت. با اعمال فرایند GISS، اندازه دانه‌ها به‌طور قابل ملاحظه با تبدیل به ساختار گلبولی ریز شد، به‌طوری که میانگین اندازه دانه‌ها از چندین میلی‌متر به کمتر از $100 \mu\text{m}$ رسید. نتایج نشان داد که اعمال فرایند GISS، به‌طور محسوس باعث تبدیل ساختار دندریتی به گلبولی در این آلیاژ می‌شود. از سوی دیگر، عیب‌هایی نظیر حفره‌های انقباضی در ساختار نمونه‌های فراوری شده با GISS، مشاهده نشد. میانگین اندازه دانه‌های گلبولی با افزایش دبی گاز خنثی، کاهش یافت. مدت زمان دمش گاز خنثی نسبت به دبی گاز تأثیر قابل ملاحظه‌ای روی میانگین اندازه دانه‌های گلبولی ندارد. افزایش دمای شروع دمش گاز خنثی در دبی و مدت زمان دمش گاز ثابت، باعث افزایش میانگین اندازه دانه‌های گلبولی می‌شود. در بین نمونه‌های تولیدی، نمونه‌ایی که به مدت ۲۰ ثانیه تحت دمش گاز خنثی آرگون با دبی ۴ لیتر بر دقیقه و در دمای 670°C درجه سانتی‌گراد تحت فرایند نیمه‌جامد قرار گرفته بود، کمترین میانگین اندازه دانه گلبولی ($76 \mu\text{m}$) و بیشترین میزان کرویت ($0/86$) را داشت. نتایج نشان داد که فراوری آلیاژ طی فرایند GISS باعث کاهش محسوس حساسیت به پارگی گرم می‌شود. به‌طوری که این ضریب از ۱۴ که متعلق به نمونه شاهد در حالت ریخته‌گری معمول است به ۱ برای یکی از نمونه‌های GISS شده می‌رسد که از دمای 680°C به مدت ۱۰ ثانیه تحت دمش گاز خنثی با دبی $2 \text{L}\cdot\text{min}^{-1}$ قرار گرفت.

واژه‌های کلیدی:

فرایند نیمه‌جامد GISS، ساختار گلبولی، حساسیت به پارگی گرم، شبیه‌سازی ریخته‌گری.

ارجاع به این مقاله:

محسن عبدی بجنیدی، سعید شبستری، امین پورقربان، بررسی اثر فرایند نیمه‌جامد دمش گاز خنثی بر ساختار و حساسیت به پارگی گرم آلیاژ Al-4.3%Cu، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار ۱۳۹۸، جلد ۳، شماره ۱، صفحات ۱-۱۰.
شناسه دیجیتال (DOI): 10.22034/FRJ.2019.177399.1077

۱- مقدمه

نیمه‌جامد است که در سال ۲۰۰۶ معرفی شد [۲] و از همان زمان مورد توجه محققین قرار گرفت. پارگی گرم یکی از عیوب اصلی در حین انجماد آلیاژهای با دامنه انجمادی وسیع است و در اثر مذاب‌رسانی ناکافی اتفاق می‌افتد [۳]. در انجماد دندریتی، دندریت‌های در حال رشد یک شبکه به هم پیوسته تشکیل می‌دهند. با ادامه سرد شدن، این شبکه به هم پیوسته در معرض انقباض حرارتی قرار می‌گیرد. در نقاطی که میزان تنش‌های حرارتی غلبه نماید، اتصال بین دندریت‌ها و

فرایند نیمه‌جامد روش بسیار مناسبی است که امکان تولید قطعه با ابعاد نهایی و یا نزدیک به ابعاد نهایی قطعات با هندسه پیچیده را از آلیاژهای فلزی فراهم می‌کند. همچنین به‌دلیل ریزساختار خاص و رفتار سیلان ویژه آلیاژ که طی فرایند نیمه‌جامد حاصل می‌شود، خواص مکانیکی بسیار بالاتر از آلیاژهای معمول قابل دستیابی است [۱]. فرایند GISS^۱ یکی از روش‌های نوین فرایند

^۱ Gas induced semi-solid

۲-۲- آنالیز حرارتی

برای مشخصه‌یابی رفتار انجمادی آلیاژ تولیدشده، حدود ۲۰۰g از شمش تولیدشده برای این پژوهش، یعنی آلیاژ Al-4.3%Cu، انتخاب و تحت آنالیز حرارتی قرار گرفت تا به‌طور دقیق مشخصات انجمادی از جمله نقاط شروع و پایان انجماد و محدوده خمیری^۲ مشخص شود. برای این کار از روش آنالیز حرارتی منحنی سردشدن استفاده شد که توضیح این روش به تفصیل در منابع دیگر ارائه شده است [۱۲،۱۱].

۲-۳- فرایند نیمه‌جامد به روش دمش گاز خنثی

در این پژوهش، همان‌طور که پیش‌تر اشاره شد، از فرایند GISS یعنی دمش گاز خنثی آرگون در حین انجماد آلیاژ برای ایجاد ساختار گلوبولی استفاده شد. برای دمش گاز خنثی آرگون به درون مذاب، لوله‌ای گرافیتی به طول ۵۰۰mm، قطر خارجی ۱۵mm و قطر داخلی داخلی ۱۰mm تهیه شد که در انتهای آن یک درپوش گرافیتی قرار داده شد. با استفاده از مته به قطر ۴mm، تعداد زیادی منفذ و به‌صورت منظم برای خروج گاز به‌صورت حباب‌های ریز تا ارتفاع ۷۰mm از درپوش گرافیتی ایجاد شد. در شکل (۱)، شمایی از مدل دمنده گرافیتی ساخته‌شده آورده شده است.

در این مرحله، شمش‌های تولیدشده در قسمت آلیاژسازی، به ابعاد کوچک‌تر به وزن ۳۰۰g برش داده شد و هر بار دو قطعه در کوره القایی ذوب شد. با رسیدن دمای مذاب به ۷۲۰°C، بوته از کوره القایی خارج و در جایگاه تعبیه‌شده قرار داده شد. در همین حین، ترموکوپل دستگاه آنالیز حرارتی در مرکز بوته قرار داده شد تا دما به‌صورت لحظه‌ای کنترل و ثبت شود. با رسیدن دمای مذاب به دمای مشخص و از پیش تعیین‌شده، دمش گاز خنثی توسط دمنده گرافیتی آغاز و پس از زمان معین، این فرایند قطع شد و مخلوط نیمه جامد حاصل در فنجانک‌هایی از جنس فولاد با جداره نازک، ریخته‌گری شد. گاز آرگون نوع N5 (حداقل خلوص ۹۹/۹۹٪) با عبور از قسمت محفظه حاوی رطوبت‌گیر حاوی گرانول‌های سیلیکا ژل و محفظه حاوی الیاف بسیار نازک مس که در کوره تیوبی با دمای ۱۵۰°C قرار داشت [۱۳]، این اطمینان را می‌داد که رطوبت‌های احتمالی و اکسیژن‌های موجود در گاز خنثی آرگون پیش از ورود به مذاب گرفته شود. دبی گاز توسط فلومتر به‌طور دقیق کنترل می‌شد. نکته مهم قابل اشاره این است که در تمامی مراحل فرایند نیمه‌جامد، با استفاده از دستگاه آنالیز حرارتی کنترل دمایی به‌صورت دقیق صورت پذیرفت و نتایج ثبت شد. در شکل (۲)، شمایی از تجهیزات مورد استفاده، آورده شده است.

یا بازوهای دندریتی شکسته شده و دندریت‌ها جدا می‌شوند. اگر در مراحل پایانی انجماد، مقادیر مناسبی از مذاب موجود نباشد تا فضا را پر کند، پارگی گرم ایجاد می‌شود [۴].

آلیاژهای گروه 2xx در بین آلیاژهای ریختگی آلومینیم، بالاترین استحکام و چقرمگی را دارند. همچنین با حدود ۷ درصد ازدیاد طول نسبی، قابلیت استفاده برای ساخت قطعات حساس با ضریب ایمنی بالا را دارند [۵]. آلیاژهای این گروه، نظیر آلیاژ ۲۰۶، دارای خواص مکانیکی نزدیک به برخی از انواع چدن‌ها است و می‌تواند به‌عنوان یک آلیاژ سبک جایگزین آلیاژهای سنگین در ساخت تعداد زیادی از قطعات خودرو شود [۵،۶]. خواص مکانیکی این آلیاژ به‌مراتب بهتر از دیگر آلیاژهای ریختگی آلومینیم نظیر ۳۵۶ و ۳۸۰ است [۶،۷]. مشکل این آلیاژ این است که به علت تمایل به ترک گرم، قابلیت ریخته‌گری آن با روش‌های معمول به‌طور قابل ملاحظه‌ای پایین است [۵-۷]. مطالعات بسیاری نشان داده است که هر چه اندازه دانه‌ها ریزتر شود، مقاومت آلیاژ به ترک گرم در حین انجماد بالاتر است [۶]. در ساختارهای ریزدانه، زمان به هم رسیدن دندریت‌ها^۱ در حین انجماد تا مراحل انتهایی انجماد به تعویق می‌افتد و آلیاژ آزادانه انقباض می‌یابد و مذاب رسانی بهتر انجام می‌شود. بنابراین به نظر می‌رسد با توجه به اینکه در فرایند نیمه جامد اولاً ساختار ریزدانه است و ثانیاً انقباض کمتری به دلیل پایین بودن دمای فرایند صورت می‌پذیرد، تمایل آلیاژ به ایجاد ترک گرم کاهش یابد [۶،۸]. از سوی دیگر، آلیاژهای آلومینیم-مس به‌سختی تحت کارگرم قرار می‌گیرند و علت آن ترکیب شیمیایی و ریزساختارشان است. بنابراین، شکل‌دهی آن‌ها در حالت نیمه‌جامد بسیار مطلوب است [۹،۱۰].

در این تحقیق، آلیاژ پرکاربرد ریختگی آلومینیم ۲۰۶ انتخاب شد و طی روش GISS تحت فرایند قرار گرفت. بررسی تغییرات ساختاری و تأثیر عوامل مؤثر در فرایند GISS بر تمایل به پارگی گرم آلیاژ از جمله محورهای تحقیق حاضر است.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد اولیه و آلیاژسازی

برای آلیاژسازی از شمش آلومینیم خالص و نوار مس کاتدی، استفاده شد. به این منظور، در ابتدا ۵kg آلومینیم خالص در کوره القایی و درون بوته گرافیتی ذوب و در دمای ۷۸۰°C نوارهای مس کاتدی به میزان مشخص به داخل مذاب اضافه شد. برای همگن‌سازی ترکیب آلیاژ پس از اضافه کردن مس، مذاب توسط یک میله کوارتز به‌طور کامل هم زده شد تا آلیاژ با ترکیب دلخواه (Al-4.3%Cu) حاصل شود.

^۲ Mushy zone

^۱ Dendrite coherency

۲-۵- شبیه‌سازی فرایند انجماد نمونه شاهد در قالب CRC

برای شبیه‌سازی فرایند انجماد نمونه شاهد در قالب CRC، از نرم‌افزار پروکست^۲ استفاده شد. این نرم‌افزار، ابزاری قدرتمند برای شبیه‌سازی فرایندهای ریخته‌گری است که محاسبات در آن بر اساس روش المان محدود بوده و توانایی پیش‌بینی نحوه پر شدن قالب، گرادیان دمایی، کسر جامد و تنش‌های پسماند را در انواع روش‌های ریخته‌گری نظیر ریخته‌گری ثقیلی، ریخته‌گری دقیق و ریخته‌گری مداوم را دارد [۱۶]. برای سرد شدن قالب در CRC در حین شبیه‌سازی، خنک شدن در هوا با دمای 20°C در نظر گرفته و روش ریخته‌گری روش ثقیلی انتخاب شد. انتقال حرارت بین قالب و نمونه ریخته‌گری با استفاده از نتایج آنالیز حرارتی برای نرم‌افزار تعریف شد. همچنین دمای بارریزی و دمای پیش‌گرم قالب به ترتیب 750°C و 400°C انتخاب شد.

۲-۶- ریخته‌گری نمونه‌ها در قالب CRC

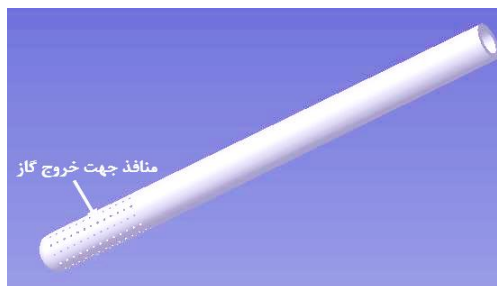
برای اندازه‌گیری حساسیت به پارگی گرم، قالب CRC ساخته‌شده تا دمای 400°C پیش‌گرم شد. نمونه شاهد از آلیاژ Al-4.3\%Cu در دمای 750°C و به روش ثقیلی داخل قالب ریخته‌گری شد. نمونه‌های GISS در دمای 680°C به مدت ۱۰s تحت دمش گاز خنثی با دبی ۱، ۲ و $4\text{ L}\cdot\text{min}^{-1}$ قرار گرفته و سپس هر یک به صورت مجزا در قالب CRC با دمای پیش‌گرم 400°C به روش ثقیلی ریخته‌گری شدند.

۲-۷- بررسی ریزساختاری

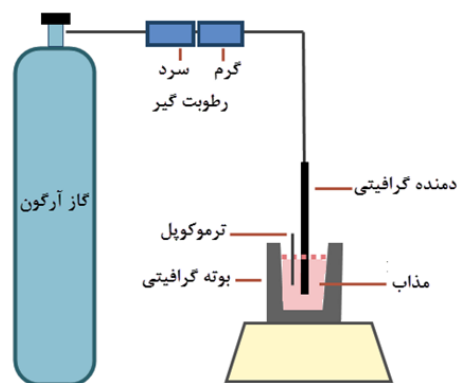
تمامی نمونه‌ها طی فرایندهای استاندارد متالوگرافی آماده‌سازی و در محلول keller که محتویات آن در منابع اشاره شده است [۱۱، ۱۷، ۱۸]، اچ شد. بررسی ریزساختاری با استفاده از میکروسکپ نوری انجام شد. جهت کمی‌سازی نتایج از نرم‌افزارهای آنالیز تصاویر clemex و MIP استفاده شد.

۲-۸- نام‌گذاری نمونه‌های GISS

برای جلوگیری از تکرار توضیحات در مورد شرایط تولید هر یک از نمونه‌های GISS، برای هر نمونه، نام سه‌جزئی در نظر گرفته شد تا نام‌گذاری نمونه‌ها همگی از این رویه پیروی نماید و نام هر نمونه، شرایط تولید آن را در ذهن تداعی نماید. برای مثال نمونه 680-20S-4L معرف نمونه فراوری شده طی فرایند GISS است که دمش گاز خنثی آرگون با دبی $4\text{ L}\cdot\text{min}^{-1}$ در دمای 680°C آغاز شده و به مدت ۲۰s ادامه یافته و پس از آن بلافاصله در قالب فولادی جداره نازک ریخته‌گری شده است.



شکل ۱- شمایی از دمنده گرافیتی ساخته‌شده.



شکل ۲- شمایی از تجهیزات مورد استفاده برای فرایند نیمه‌جامد دمش گاز خنثی آرگون.



شکل ۳- قالب CRC برای اندازه‌گیری حساسیت به پارگی گرم: (الف) در حالت جفت شده، (ب) در حالت باز.

۲-۴- ساخت قالب اندازه‌گیری حساسیت به پارگی گرم

پس از مطالعه منابع موجود در مورد انواع روش‌های اندازه‌گیری حساسیت به پارگی گرم در آلیاژهای ریخته‌گری آلومینیم [۸، ۱۴، ۱۵]، یکی از روش‌های مناسب با توجه به انتظارات این تحقیق که مبتنی بر مشاهده و بررسی اندازه ترک ایجادشده پس از انجماد بود، یعنی اندازه‌گیری به کمک قالب CRC^۱ انتخاب شد. با توجه به عدم دسترسی به این قالب، طراحی و ساخت آن از جنس چدن خاکستری در دستور کار قرار گرفت. برای کاهش اثر چسبندگی مذاب به قالب فضای داخلی قالب قبل از فرایند ریخته‌گری به روش ثقیلی با گرافیت پوشش داده شد. در شکل (۳)، شمایی از قالب ساخته‌شده CRC آورده شده است.

^۲ Procast®

^۱ Constrained rod casting

۳- نتایج و بحث

۳-۱- آنالیز حرارتی

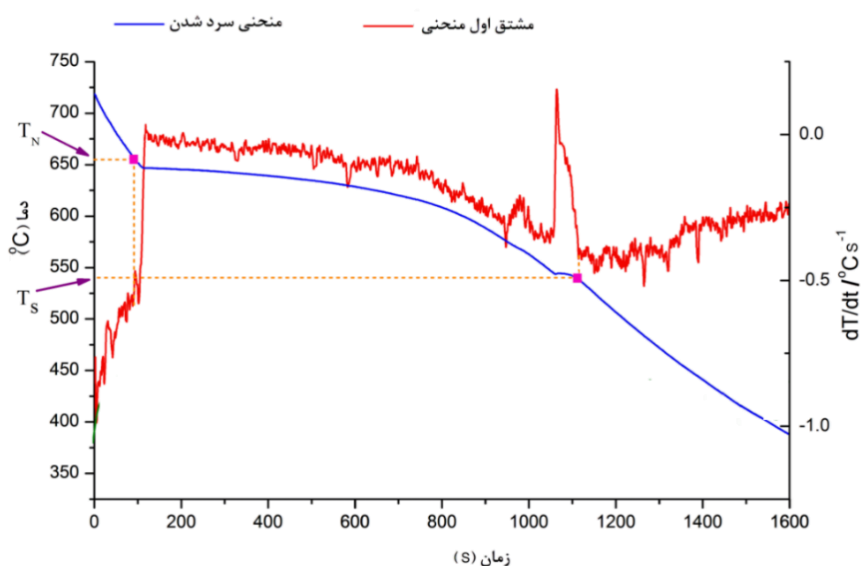
منحنی سرد شدن آلیاژ Al-4.3%Cu (نمونه شاهد) به همراه مشتق اول منحنی در شکل (۴) مشاهده می‌شود. نرخ سرد شدن این نمونه با توجه به نمودار $0.25^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ است که از شیب منحنی در پنجره دمایی در منطقه خمیری آلیاژ از دمای 600°C تا 580°C محاسبه شده است. انجماد آلیاژ با جوانه‌زنی دندریتهای $\alpha\text{-Al}$ که با T_N در شکل مشخص شده آغاز می‌شود. این فرایند با انجماد مذاب باقی‌مانده طی یک واکنش یوتکتیک به پایان می‌رسد و ساختار یوتکتیک Al-Al₂Cu در مناطق بین‌دندریتی منجمد می‌شود. نقطه پایان انجماد با T_S در نمودار مشخص شده است. با توجه به این شکل، انجماد آلیاژ ساخته‌شده در این پژوهش در 652°C آغاز و در 541°C به اتمام می‌رسد. بنابراین منطقه خمیری این آلیاژ حدود 111°C است و این آلیاژ جزء آلیاژهای با دامنه انجمادی وسیع بوده و مناسب جهت فرآوری طی فرایندهای نیمه‌جامد است. با توجه به دمای شروع انجماد این آلیاژ، دمای شروع دمش گاز خنثی آرگون 650°C ، 660°C و 670°C انتخاب شد.

۳-۲- بررسی ساختاری

برای مشاهده و بررسی درشت‌ساختار، نمونه آماده‌شده از فرایند ریخته‌گری معمولی (نمونه شاهد) و یکی از نمونه‌های GISS شده یعنی 670-10S-4L، پس از متالوگرافی به مدت ۳۰s اچ شد. در شکل (۵)، درشت ساختار این دو نمونه نمایش داده شده است. از هر نمونه یک تصویر بدون بزرگ‌نمایی و یک تصویر با بزرگ‌نمایی ۵ برابر، آورده شده است. با توجه به شکل (۵-الف)، در ساختارهای معمول قطعات ریخته‌گری، هر دانه متشکل از

یک مجموعه دندریت هم‌جهت است که به دلیل اختلاف جهت‌گیری دندریتها بین هر دانه، مرز ایجاد شده و همچنین این اختلاف جهت‌گیری باعث تغییرات در بازتاب نور از سطح می‌شود و دانه‌ها از نظر رنگ با یکدیگر اختلاف نشان می‌دهند. در شکل (۵-ب)، تصویر درشت‌ساختار نمونه فرآوری شده با فرایند GISS نمایش داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ساختار کاملاً متفاوت با نمونه شاهد است و دیگر قسمت‌های بی‌شکل با رنگ‌های متفاوت که از آن به‌عنوان دانه یاد شد، در نمونه نیمه‌جامد موجود نیست. در ساختار این نمونه، هیچ اثری از دندریت نبوده و ساختار متشکل از ذرات شبه‌کروی است که در کنار هم قرار گرفته‌اند. این ذرات شبه‌کروی که در واقع نتیجه فرایند GISS هستند، ساختار گلوبولی نام دارند و مشخصه فرایندهای نیمه‌جامد هستند. البته باید به این نکته اشاره نمود که یکنواختی و همگنی اندازه و شکل هندسی این گلوبول‌ها در حد بسیار بالایی است که می‌توان ثمربخش بودن این فرایند نیمه‌جامد را استنتاج نمود. همچنین با مقایسه این تصاویر مشخص می‌شود که با اعمال فرایند GISS اندازه دانه‌ها به‌طور چشم‌گیری با تبدیل به ساختار گلوبولی ریزتر می‌شود به‌طوری که میانگین اندازه دانه‌ها از چندین میلی‌متر به کمتر از $100\mu\text{m}$ می‌رسد.

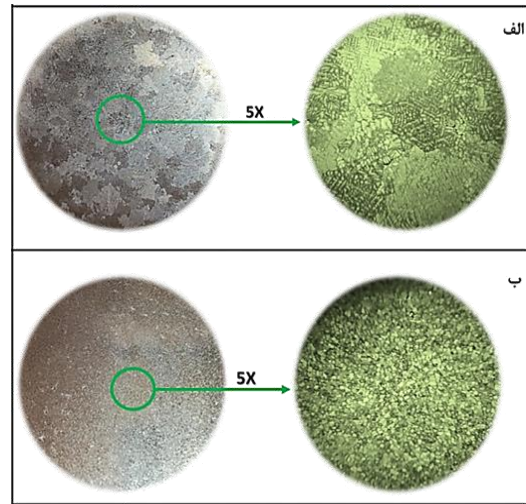
به‌منظور مقایسه ریزساختار آلیاژ طی فرایند ریخته‌گری معمول و ریخته‌گری در حالت نیمه‌جامد، حدود 400g از شمش تولیدشده از آلیاژ Al-4.3%Cu مجدد ذوب شد. با رسیدن دمای مذاب به 750°C ، ذوب‌ریزی در قالب فولادی جداره نازک صورت پذیرفت. در شکل (۶)، ریزساختار این آلیاژ در حالت ریخته‌گری معمول و همچنین تعدادی از نمونه‌های فرآوری شده طی فرایند GISS مشاهده می‌شود.



شکل ۴- منحنی سرد شدن به همراه مشتق اول منحنی برای آلیاژ Al-4.3%Cu.

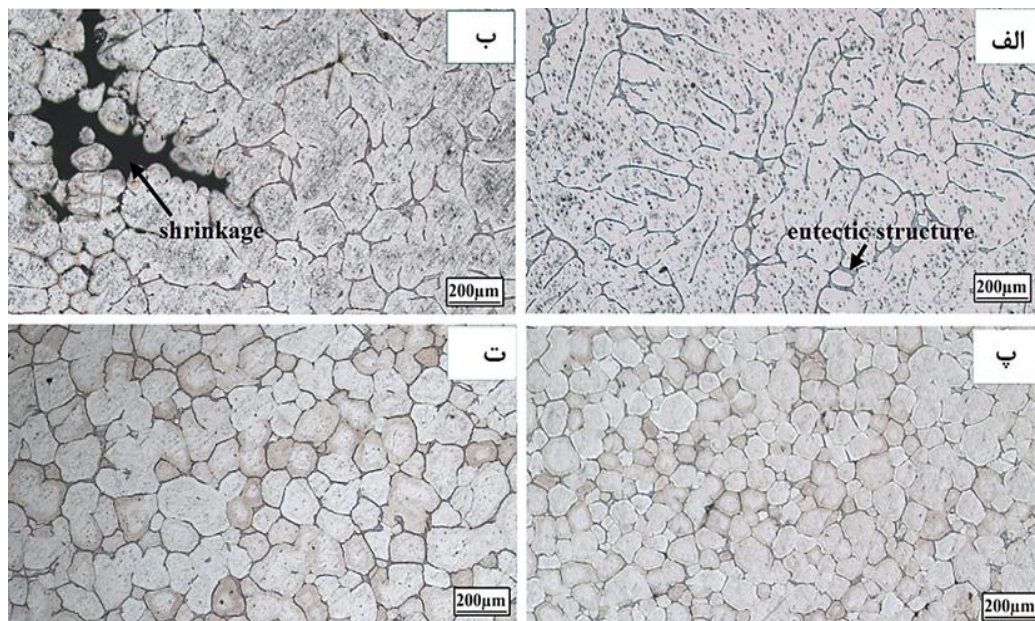
میانگین اندازه دانه گلبولی و فاکتور شکل^۱ برای نمونه‌های GISS، در شکل (۷) مشاهده می‌شود. مقادیر میانگین اندازه دانه‌های گلبولی و فاکتور شکل، حداقل میانگین ۱۰ تصویر ریزساختاری از مقاطع مختلف در هر نمونه است. با توجه به این شکل، میانگین اندازه دانه گلبولی با افزایش دبی گاز خنثی، کاهش می‌یابد. مدت زمان دمش گاز خنثی نسبت به دبی گاز تأثیر قابل ملاحظه‌ای روی میانگین اندازه دانه گلبولی ندارد. با افزایش دمای شروع دمش گاز خنثی در دبی و مدت زمان دمش گاز ثابت، میزان حرارت خارج شده از آلیاژ در منطقه خمیری کمتر می‌شود. در واقع مقدار زیادی از اثر خنک‌کنندگی گاز خنثی، صرف رساندن دمای مذاب با فوق ذوب بالاتر به دمای شروع انجامد می‌شود و در نتیجه افزایش دما باعث افزایش میانگین اندازه دانه‌های گلبولی می‌شود. با توجه به شکل میانگین اندازه دانه‌های گلبولی در نمونه 680-10S-2L برابر با $104\mu\text{m}$ است در حالی که میانگین اندازه دانه در نمونه 660-10S-2L برابر $97\mu\text{m}$ است.

در بین نمونه‌ها، نمونه 670-20S-4L کمترین میانگین اندازه دانه و بیشترین میزان کرویت را دارد. کمترین میزان کرویت به نمونه 650-20S-2L تعلق دارد و این نمونه بزرگترین میانگین اندازه دانه را در بین نمونه‌های GISS شده دارد. علت اصلی این کاهش میزان کرویت و افزایش میانگین اندازه دانه‌های گلبولی این است که شروع فرایند دمش گاز خنثی دقیقاً در دمای آغاز انجامد آلیاژ، بازده فرایند را کاهش می‌دهد و میزان کسر جامد قبل از ریخته‌گری افزایش می‌یابد.



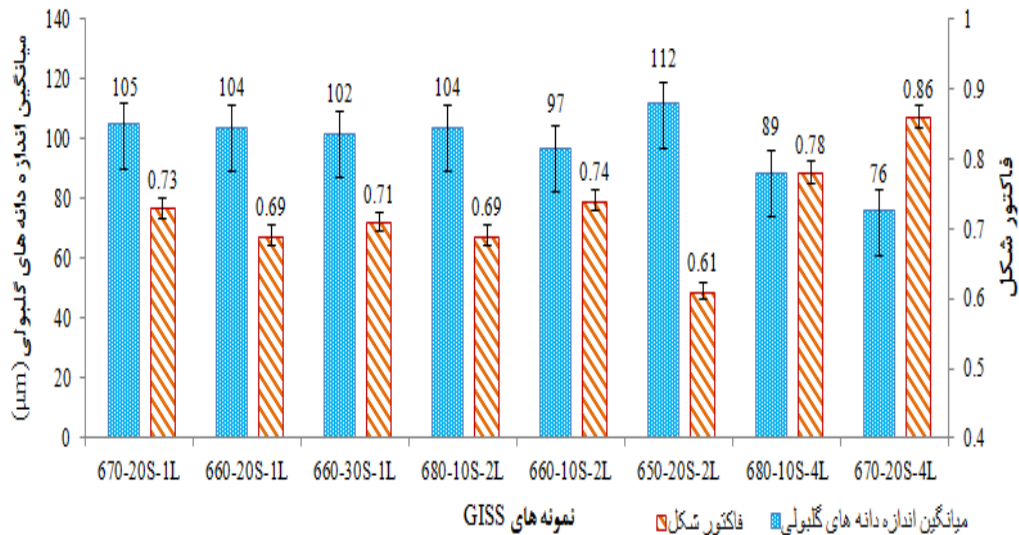
شکل ۵- درشت ساختار: الف) نمونه شاهد، ب) نمونه 670-10S-4L.

با توجه به این تصویر، ساختار نمونه شاهد، ساختاری دندریتی است. این ساختار شامل دندریتهای اولیه $\alpha\text{-Al}$ و یوتکتیکی $\text{Al-Al}_2\text{Cu}$ در بین بازوهای دندریتی است. با توجه به این تصویر کاملاً مشخص است که بدون توجه به پارامترهای اصلی فرایند GISS (دما، زمان و دبی گاز)، ریزساختار در اثر فرایند نیمه‌جامد به‌طور کامل از حالت دندریتی به حالت گلبولی تبدیل شده است. در ریزساختار نمونه‌های GISS، اثری از ساختار دندریتی مشاهده نمی‌شود و ذرات گلبولی توسط ساختار یوتکتیک که در بین ذرات گلبولی و در مراحل پایانی انجامد تشکیل می‌شوند، از هم جدا شده‌اند. از سوی دیگر، عیوبی نظیر حفره‌های انقباضی نیز در ساختارها، مشاهده نمی‌شود.



شکل ۶- ریزساختار آلیاژ آلومینیم- مس: الف) نمونه شاهد (ساختار دندریتی)، ب) نمونه شاهد (حضور حفره‌های انقباضی در برخی مقاطع)، ب) نمونه 670-20S-4L ت) نمونه 660-30S-1L.

^۱ Shape factor



شکل ۷- میانگین اندازه دانه های گلبولی و فاکتور شکل برای تعدادی از نمونه های GISS.

در زمان بیشتری نسبت به دیگر قسمت ها انجام می شود. با توجه به شکل (۹) از زمانی که اولین نقطه در این قطعه منجمد می شود تا انجماد آخرین قسمت، ۹۳ ثانیه اختلاف زمانی وجود دارد. بنابراین با توجه به عدم همگن بودن دما و زمان انجماد قسمت های مختلف نمونه و در نتیجه ایجاد تنش حرارتی و عدم مذاب رسانی کافی، میزان تنش در نواحی اتصال مقاطع نازک به مقاطع ضخیم افزایش می یابد و ترک هایی در نواحی اتصال میله ها به مقاطع ضخیم تر ایجاد می شود.

شکل (۱۰)، تصویر واقعی نمونه شاهد که در این قالب به روش ثقلی ریخته گری شده را نشان می دهد. با توجه به این شکل، در قطعه شاهد، میله D از انتها کاملاً جدا شده است و علاوه بر آن یک ترک هم در کنار پارگی کامل وجود دارد. همچنین یک ترک مویی روی میله C و یک ترک روی میله B وجود دارد. با استفاده از منابع [۱۵،۸] و جدول (۱)، ضریب حساسیت به پارگی گرم در نمونه شاهد به صورتی که در ادامه آورده شده است، محاسبه می شود.

جدول ۱- اندیس ها در محاسبه حساسیت به ترک گرم [۸].

اندیس طول میله ها (L _i)		اندیس طول ترک (C _i)	
طول میله ها (cm)	L _i	شدت ترک	C _i
۱۶/۵	۱	ترک مویی	۱
۱۲/۷	۲	ترک	۲
۸/۹	۳	ترک شدید	۳
۵/۱	۴	جدایی کامل	۴

* در صورت عدم مشاهده ترک در میله، C_i برابر صفر در نظر گرفته می شود

$$HTS_{\text{first sample}} = \sum [L_i \times C_i] = (1 \times 4) + (1 \times 2) + (2 \times 1) + (3 \times 2) = 14$$

بنابراین حرکات و جابه جایی ها در حین ریخته گری در حالت خمیری^۱ با کسر جامد بالا در قالب به دانه های گلبولی این امکان را می دهد که به راحتی جهت گیری خود را تغییر دهند و در نتیجه نرخ رشد، طی مکانیزم به هم پیوستن^۲ و مکانیزم درشت شدن استوالد^۳، افزایش می یابد و باعث رشد دانه های گلبولی و تغییر هندسه آن ها می شود [۲۰، ۱۹].

۳-۳- تأثیر فرایند GISS روی حساسیت به پارگی گرم

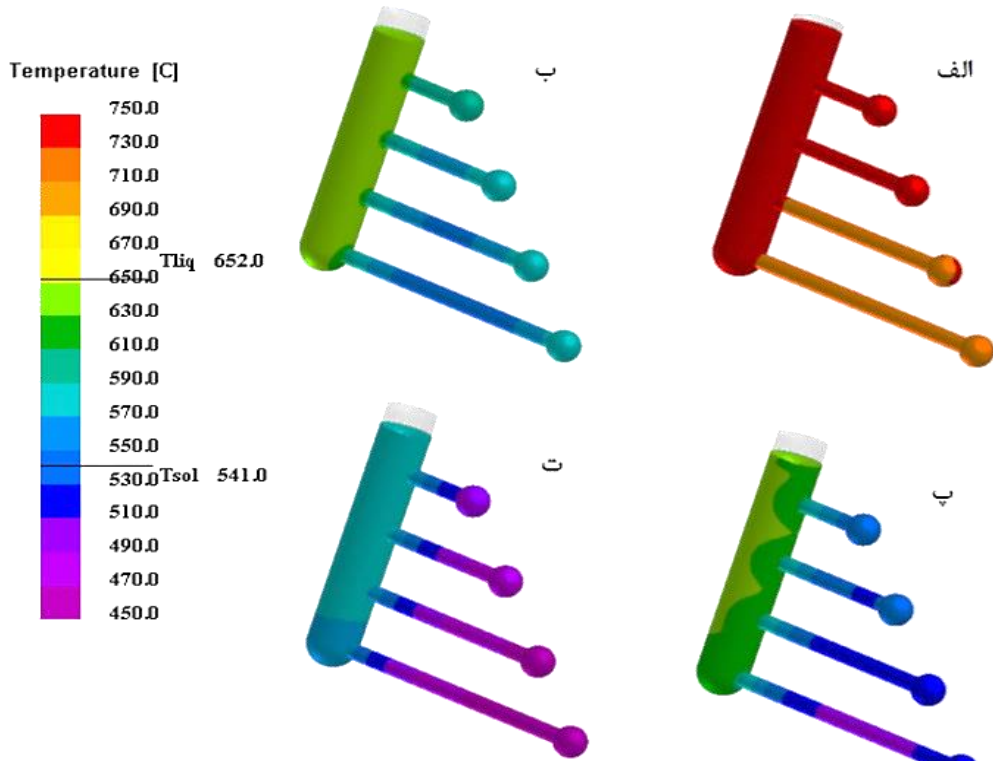
در شکل (۸)، نقشه دمایی قسمت های مختلف نمونه شاهد ریخته گری شده در قالب CRC در لحظه اتمام بارریزی، ۵۰، ۷۰ و ۱۲۰s پس از اتمام ریخته گری که توسط نرم افزار پروکست حاصل شد، آورده شده است. تمامی شرایط تعریف شده برای نرم افزار از قبیل دمای بارریزی و دمای پیش گرم قالب، منطبق بر شرایط واقعی آزمایش است. مشاهده می شود که در لحظه اتمام بارریزی، دمای تمامی قسمت های نمونه بالاتر از دمای منحنی مایع (یعنی ۶۵۲°C) است. با گذشت ۵۰ ثانیه از سرد شدن، تمامی قسمت های نمونه دمایی کمتر از دمای منحنی مایع دارند و در نتیجه فرایند انجماد در تمامی نقاط آغاز می شود. با گذشت زمان، دما در قسمت های مختلف نمونه افت می کند و در زمان ۱۲۰s پس از اتمام بارریزی دمای میله ها به کمتر از دمای منحنی جامد آلیاژ (یعنی ۵۴۱°C) می رسد.

شکل (۹)، تغییرات مدت زمانی انجماد کامل هر قسمت از نمونه شاهد را نمایش می دهد. میله ها که دارای کره هایی با قطر ۲۰mm در انتهای خود هستند، سریع تر از قسمت های دیگر قطعه منجمد می شوند و انجماد قسمت های بالای راهگاه اصلی

^۱ Ostwald ripening

^۱ Slurry

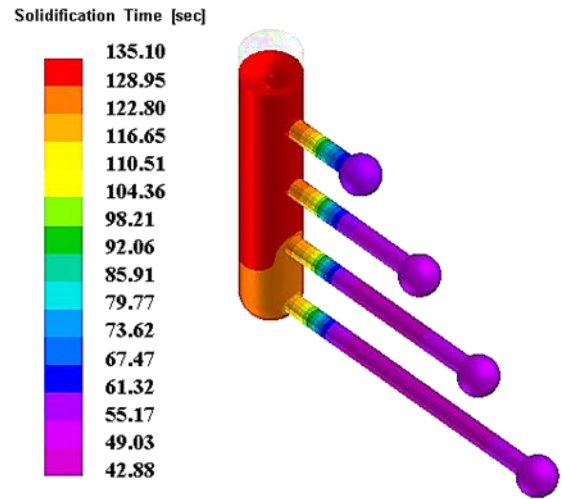
^۲ Coalescence



شکل ۸- نقشه دمایی قسمت‌های مختلف آلیاژ Al-4.3%Cu ریخته‌گری شده در قالب CRC به روش معمولی: (الف) در لحظه اتمام بارریزی، (ب) ۵۰s پس از اتمام بارریزی، (پ) ۷۰s پس از اتمام بارریزی، (ت) ۱۲۰s پس از اتمام بارریزی



شکل ۹- نمونه شاهد (آلیاژ Al-4.3%Cu) ریخته‌گری شده در قالب CRC با مشخص کردن محل ترک‌ها.



شکل ۱۰- زمان انجماد در مقاطع مختلف نمونه شاهد ریخته‌گری شده در قالب CRC.

گلبولی درشت شده و از شکل گلبولی و منظم خود خارج می‌شوند.

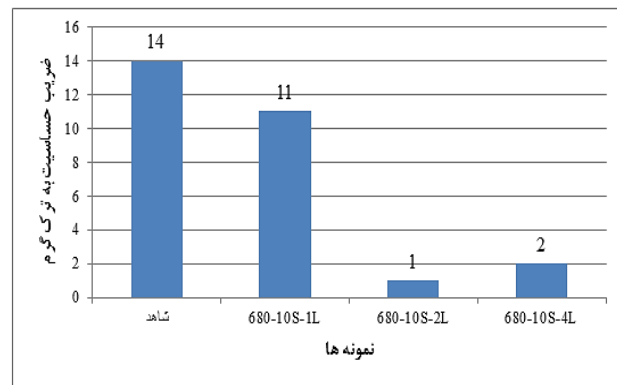
۳- در بین متغیرهای فرایند GISS که در این تحقیق بررسی شد، دبی گاز بیشترین تأثیر را بر اندازه دانه‌های گلبولی دارد. با افزایش دبی گاز از ۱ به 4 L.min^{-1} میانگین اندازه دانه از $10.5 \mu\text{m}$ برای نمونه 670-20S-1L به $76 \mu\text{m}$ برای نمونه 670-20S-4L کاهش می‌یابد.

۴- طی مدل‌سازی ریخته‌گری آلیاژ Al-4.3%Cu در قالب CRC با استفاده از نرم‌افزار پروکست مشخص شد که به علت تفاوت در زمان انجماد قسمت‌های مختلف نمونه، محل اتصال مقاطع نازک به مقاطع ضخیم محل تمرکز تنش بوده و امکان ایجاد ترک به علت صلب بودن قالب به شدت بالا است.

۵- بررسی ساختار آلیاژ Al-4.3%Cu در حالت ریخته‌گری معمولی نشان داد که این آلیاژ مستعد به ایجاد تخلخل‌های انقباضی و ترک گرم در حین انجماد است. با اعمال فرایند GISS، ضریب حساسیت به پارگی گرم برای این آلیاژ از ۱۴ در نمونه شاهد به ۱ در نمونه 680-10S-2L کاهش می‌یابد، به طوری که می‌توان با این روش قطعات با کیفیت عالی تولید نمود.

مراجع

- [1] Hirt G., Kopp R., Thixoforming: Semi-Solid Metal Processing, John Wiley & Sons, 2009 4-7.
- [2] Wannasin J., Martinez R.A., Flemings M.C., A novel technique to produce metal slurries for semi-solid metal processing, Solid State Phenomena, 2006, 116-117, 366-369.
- [3] Stangeland A., Asbjørn M.O., Nielsen Ø., M'Hamdi M., Eskin D., Development of thermal strain in the coherent mushy zone during solidification of aluminum alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35(9) 2903-2915.
- [4] Lashkari O., The Rheological Behavior of Semi-Solid A356 Alloy, Doctoral dissertation, Université du Québec à Chicoutimi, 2006.
- [5] Lemieux A., Langlais J., Bouchard D., Chen X.G., Effect of Si, Cu and Fe on mechanical properties of cast semi-solid 206 alloys, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(9)1555-1560.
- [6] Wannasin J., Schwam D., Yurko J.A., Rohloff C., Woycik G., Hot tearing susceptibility and fluidity of semi-solid gravity cast Al-Cu alloy, In Solid State Phenomena Trans. Tech. Publications, 2006, 116, 76-79.
- [7] Bray J.W., Properties and selection: Nonferrous alloys and special purpose materials, ASM Metals Handbook, 1990, 92.
- [8] Lin S., Aliravci C., Pekgulyuz M.O., Hot-tear susceptibility of aluminum wrought alloys and the effect of grain refining, Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(5) 1056-1068.
- [9] Birol Y., Thixoforming of EN AW-2014 alloy at high solid fraction, Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(11) 1749-1756.
- [10] Gonçalves M.C., Martins M.G., Misiolek W.Z., Van Geertruyden W.H., Homogenization and hot workability of



شکل ۱۱- نمودار ستونی ضریب حساسیت به ترک گرم نمونه شاهد و سه نمونه GISS.

علاوه بر نمونه شاهد، سه نمونه GISS شده، یعنی نمونه‌های 680-10S-1L، 680-10S-2L و 680-10S-4L نیز در این قالب به روش ثقلی ریخته‌گری شد. در شکل (۱۱)، نمودار ستونی حساسیت به پارگی گرم در سه نمونه فرآوری شده با فرایند GISS به همراه نمونه ریخته‌گری شده به صورت معمولی (شاهد) آورده شده است. اشاره به این نکته ضروری است که در نمونه‌های GISS شده که میزان کسر جامد قبل از ریخته‌گری زیاد بود به دلیل پر نکردن قالب امکان بررسی حساسیت به ترک گرم وجود نداشت. لذا این سه نمونه از بین تمامی نمونه‌های GISS شده برای محاسبه حساسیت به پارگی گرم انتخاب شد.

با توجه به شکل (۱۱)، ضریب حساسیت به پارگی گرم با اعمال فرایند GISS، کاهش می‌یابد. در نمونه‌هایی که از دمای 680°C به مدت ۱۰ ثانیه تحت دمش گاز خنثی قرار گرفتند، کاهش ضریب حساسیت به پارگی گرم برای دو نمونه با دبی گاز خنثی بیشتر (۲ و 4 L.min^{-1})، محسوس‌تر است. با بررسی منحنی آنالیز حرارتی نمونه 680-10S-1L، مشخص شد که زمان ۱۰ ثانیه و دبی گاز 1 L.min^{-1} توانایی رساندن دمای مذاب به شروع انجماد را ندارد و در نتیجه فرایند GISS با این پارامترها بازدهی ندارد. بنابراین حساسیت به پارگی گرم در این نمونه چندان بهبود نیافته است. در بین این نمونه‌ها، نمونه 680-10S-2L کمترین حساسیت به ترک گرم را نشان داد.

۴- نتیجه‌گیری

۱- فرآوری آلیاژ Al-4.3%Cu تحت فرایند GISS باعث ایجاد تغییرات ساختاری می‌شود به طوری که ریزساختار از حالت دندریتی به گلبولی تبدیل می‌شود و میانگین اندازه دانه‌ها طی این فرایند به شدت کاهش می‌یابد، به طوری که از چندین میلی‌متر به کمتر از $100 \mu\text{m}$ می‌رسد.

۲- شروع فرایند GISS دقیقاً در دمای انجماد باعث کاهش کرویت خواهد شد. در واقع افزایش کسر جامد پیش از ریخته‌گری نرخ رشد را افزایش می‌دهد، بنابراین دانه‌های

- alloy AA2014. In Materials Science Forum, Trans Tech Publications, 2002, 396, 393-398.
- [11] Ghoncheh M.H., Shabestari S.G., Abbasi M.H., Effect of cooling rate on the microstructure and solidification characteristics of Al2024 alloy using computer-aided thermal analysis technique, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2014, 117(3) 1253-1261.
- [12] Malekan M., Shabestari S.G., Computer-aided cooling curve thermal analysis used to predict the quality of aluminum alloys, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2011, 103(2) 453-458.
- [13] Payne R.T., The purification of inert gases to high purity, RD Mathis Company.
- [14] D'Elia F., A Study of Hot Tearing during Solidification of B206 Aluminum Alloy, Doctoral dissertation, Ryerson University, 2015.
- [15] Pekguleryuz M.O., Lin S., Ozbakir, E., Temur D., Aliravci C., Hot tear susceptibility of aluminium-silicon binary alloys, International Journal of Cast Metals Research, 2010, 23(5) 310-320.
- [16] Rikhtegar F., Shabestari S.G., Investigation on solidification conditions in functionally Si-gradient Al alloys using simulation and cooling curve analysis methods, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2014, 117(2)721-729.
- [17] Abdi M., Shabestari S.G., Semi-solid slurry casting using gas induced semi-solid technique to enhance the microstructural characteristics of Al-4.3Cu alloy, In Solid State Phenomena, 2019, 285, 253-258.
- [18] Abdi M., Shabestari S.G., Effect of gas-induced semisolid process on solidification parameters and dendrite coherency point of Al-4.3Cu alloy using thermal analysis, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2019, 1-10 (in press).
- [19] Chen Q., Zhao Z., Chen G., Wang B., Effect of accumulative plastic deformation on generation of spheroidal structure, thixofomability and mechanical properties of large-size AM60 magnesium alloy, Journal of Alloys and Compounds, 2015, 632, 190-200.
- [20] Bolouri A., Shahmiri M., Cheshmeh E.N.H., Microstructural evolution during semisolid state strain induced melt activation process of aluminum 7075 alloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(9) 1663-1671.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

The Effect of Inert Gas Injection Semisolid Process on the Structure and Hot Tearing Susceptibility of Al-4.3%Cu Alloy

Mohsen Abdi¹, Saeed G. Shabestari^{2*}, Amin Purghorban³

1. Ph.D. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology.

2. Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology.

3. M.Sc. Graduate., School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology.

* **Corresponding Author:** P.O. Box 16846-13114, Narmak, Tehran, Iran. Tel/Fax: +98 21 77240371, E-mail: shabestari@iust.ac.ir

Paper history:

Received: 31 March 2019

Accepted: 01 May 2019

Abstract:

In this investigation, Al-4.3% alloy was treated through gas induced semi-solid (GISS) process. The average grain size decreased significantly from several millimeters to less than 100 μ m through this process. Results showed that GISS changed the structure from fully dendritic to globular morphology. Casting defects such as shrinkage porosities were not detected in the GISS samples. The average grain size decreased when the inert gas flow rate increased. Period time of inert gas injection did not have a significant effect on average grain size. Increasing the starting temperature of gas purging led to an increase in average grain size at constant gas flow rate and gas purging duration. The GISS sample which was prepared through inert gas purging of 20s and having flow rate of 4L.min⁻¹ at 670°C, had the minimum average grain size (76 μ m) and maximum sphericity (0.86). According to the results, GISS led to a significant decrease in hot tearing susceptibility from 14 for conventional cast sample to 1 for 680-10S-2L GISS sample. Therefore, high quality castings can be produced using GISS process.

Keywords:

GISS semi-solid,
Globular structure,
Hot tearing susceptibility,
Casting simulation.

Please cite this article using:

Mohsen Abdi, Saeed G. Shabestari, Amin Purghorban, The effect of inert gas injection semisolid process on the structure and hot tearing susceptibility of Al-4.3%Cu alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2019, 3(1) 1-10.

DOI: 10.22034/FRJ.2019.177399.1077

Journal homepage: www.foundingjournal.ir