

بررسی اثر سرعت سرد شدن و جوانه زایی بر ریز ساختار آلیاژهای آلومینیوم- مس به کمک آنالیز حرارتی منحنی های سرد شدن

مهدی دهنوی^{۱*}، محسن حداد سبزواری^۲

چکیده

خواص و ویژگی های ریزساختاری در آلیاژهای آلومینیوم، بسته به شرایط ریخته گری و ترکیب شیمیایی آلیاژها متفاوت خواهد بود. برای دست یابی به ساختار های هم محور در آلیاژهای آلومینیوم، از جوانه زاهای Al-Ti و Al-5Ti-1B استفاده می شود. در این پژوهش تأثیر سرعت سرد شدن و مواد جوانه زا بر مشخصه های ریز ساختاری آلیاژهای دوتایی آلومینیوم- مس حاوی ۲/۲، ۳/۷ و ۴/۸wt.% مس، با کمک آنالیز حرارتی منحنی های سرد شدن مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور، نمونه هایی از آلیاژ مورد نظر ذوب شده و با سرعت های ۰/۰۴، ۰/۱۹، ۰/۴۲ و ۱/۰۸°C/sec سرد شدند. جهت بررسی اثر مواد جوانه زا بر ریز ساختار، برخی از نمونه ها با جوانه زای Al-5Ti-1B جوانه زایی شدند. منحنی سرد شدن در حین انجماد با استفاده از ترموکوپل نوع K و سیستم ثبت داده در رایانه ذخیره گردید. بررسی کمی ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ نوری و پردازش تصاویر با استفاده از نرم افزار "Clemex Vision" انجام گرفت. نتایج بررسی های ریز ساختاری نشان داد که اندازه دانه و فاصله بازوهای دندریتی با افزایش سرعت سرد شدن و جوانه زایی کاهش پیدا می کنند. نتایج بررسی های آنالیز حرارتی نیز نشان داد که در اثر استفاده از مواد جوانه زا تحت تبرید اولیه برای جوانه زایی تقریباً به صفر رسیده است.

واژه های کلیدی: آلیاژ Al-Cu، آنالیز حرارتی، اندازه دانه، جوانه زای Al-5Ti-1B، سرعت سرد شدن.

^۱ - کارشناسی ارشد مهندسی مواد، بخش مهندسی مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

^۲ - استاد بخش مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

* - نویسنده مسوول مقاله: mehdi_6664@yahoo.com

پیشگفتار

یکی از راه‌های بررسی ریزدانه‌گی در آلیاژهای آلومینیوم، استفاده از روش آنالیز حرارتی منحنی‌های سرد شدن می‌باشد. در سال‌های اخیر برای تعیین خواص ترموفیزیکی آلیاژها، آنالیز حرارتی منحنی سرد شدن به کمک کامپیوتر (CA-CCA)^۱ که روشی ساده و کم هزینه است، کاربرد زیادی پیدا کرده است [۹-۱۱]. در روش‌های آنالیز حرارتی یک ترموکوپل درون نمونه قرار گرفته و در هر لحظه دمای مذاب توسط یک دستگاه داده‌گیر^۲ ثبت می‌شود. با رسم منحنی دما-زمان در حین انجماد قطعه و تحلیل آن با استفاده از روش‌های ریاضی و به کمک کامپیوتر می‌توان به نتایج کیفی و کمی مفیدی دست یافت [۱۲-۱۵].

به کمک دو روش تغییر سرعت سرد شدن و جوانه زایی در آلیاژهای آلومینیوم، می‌توان به یک ساختار ریز دانه و هم محور دست یافت؛ اما هدف اصلی از این پژوهش، بررسی اثر افزایش سرعت سرد شدن بر مشخصه‌های ریز ساختاری شامل اندازه دانه، فاصله‌های بین دندریتی و مقایسه نتایج آن با حالت استفاده از جوانه زای Al-5Ti-1B در یک سرعت سرد شدن ثابت می‌باشد تا بتوان از بین دو عامل بررسی شده (سرعت سرد شدن و جوانه‌زای Al-5Ti-1B)، فاکتور غالب بر اندازه دانه و فاصله‌های بین دندریتی را تعیین کرد.

مواد و روش‌ها

ماده اولیه استفاده شده در این پژوهش، شامل آلیاژهای دوتایی آلومینیوم-مس است که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۱) نشان داده شده است.

آلومینیوم از جمله فلزهای غیر آهنی است که سهم زیادی از قطعات فلزی به خصوص در صنعت اتومبیل سازی و هوا فضا را به خود اختصاص داده است. خواص و ویژگی‌های ریزساختاری در آلیاژهای آلومینیوم، بسته به شرایط ریخته‌گری و ترکیب شیمیایی آلیاژها متفاوت خواهد بود. اندازه دانه و فاصله بازوهای دندریتی ثانویه از مهم‌ترین ویژگی‌های رفتار انجمادی است که در سه دهه اخیر به‌طور گسترده مورد توجه قرار گرفته‌اند [۳،۲،۱]. ریز ساختار آلیاژهای آلومینیوم-مس به‌طور عمده توسط دو عامل، ترکیب شیمیایی و سرعت سرد شدن قابل کنترل می‌باشد [۴،۲]. اندازه دانه به دو عامل، شرایط جوانه‌زنی و سرعت رشد وابسته است که رشد به‌طور واضح به سرعت سرد شدن ارتباط دارد در حالی که جوانه‌زنی از عوامل دیگری، مانند تعداد مکان‌های جوانه‌زنی و مادون انجماد تأثیر زیادی می‌پذیرد. فاصله بازوهای دندریتی به شدت به تغییرات سرعت سرد شدن وابسته هستند و کمتر نسبت به عوامل شیمیایی تغییر می‌کنند [۵،۴]. به‌طورعموم، ساختارهای ریز دانه و هم محور خواص مطلوب‌تری نسبت به ساختارهای درشت دانه با دانه بندی ستونی دارند. به این منظور، همواره ریخته‌گران به دنبال یافتن روش‌هایی برای ریزدانه کردن آلیاژها می‌باشند. اضافه کردن جوانه زای Al-Ti و Al-Ti-B به مذاب از متداول‌ترین روش‌های ریز دانه کردن آلیاژهای آلومینیوم هستند. مشخص شده است که ریز شدن دانه‌ها در اثر افزودن جوانه زها، بیش‌تر ناشی از دو عامل: الف- تأثیر آن به صورت جوانه زنی ناهمگن ب- حالتی از تحت انجماد ترکیبی می‌باشد [۶]. روزن هین [۷] نشان داد، اضافه کردن تیتانیوم به مذاب آلومینیوم قبل از ریخته‌گری، سبب ایجاد ساختار دانه‌ای هم محور بعد از انجماد می‌گردد و اندازه دانه‌ها را کاهش می‌دهد. سیچا [۸] از اولین کسانی بود که نشان داد، ریز دانه کردن تحت تأثیر اضافه کردن تیتانیوم رخ می‌دهد و به‌طور مشخصی باعث کاهش اندازه دانه، بهبود استحکام کششی و ازدیاد طول در آلیاژ ریخته‌گی Al-4.5 Cu می‌شود.

¹. Computer-Aided Cooling Curve analysis

². Data Acquisition System

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژهای آلومینیوم- مس استفاده شده

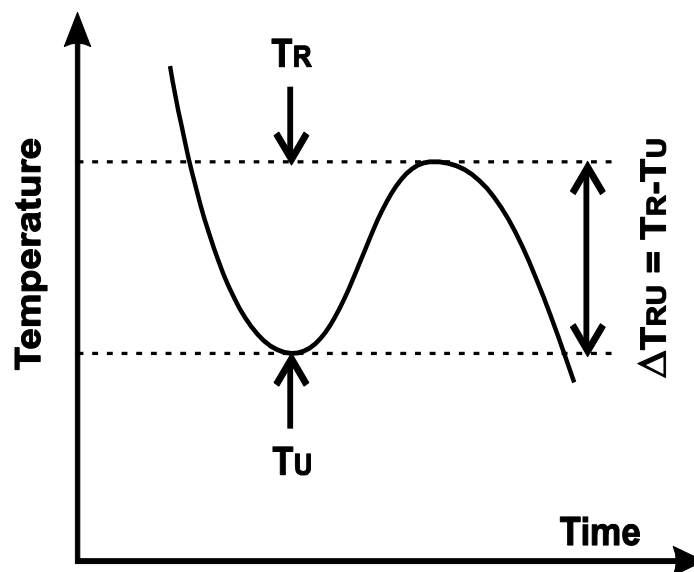
غلظت عناصر آلیاژی (wt.%)			
Al	Fe	Si	Cu
مابقی	۰/۰۷	۰/۰۵	۲/۲
مابقی	۰/۰۶	۰/۰۴	۳/۷
مابقی	۰/۰۶	۰/۰۵	۴/۸

حرکت قسمت حرارتی کوره را در هر لحظه از آزمایش فراهم می‌سازد. در حین انجماد به منظور جلوگیری از اکسید شدن نمونه‌ها، از گاز محافظ آرگون با خلوص بالا (۹۹/۹۹۹٪) درون حباب کوآرتز استفاده گردید.

آنالیز حرارتی

دمای نمونه‌ها در هر دو سری از آزمایش‌ها با استفاده از ترموکوپل نوع K با قطر ۰/۱۵ mm اندازه‌گیری شد. در سری اول، دمای نمونه در حین سرد شدن به وسیله ترموکوپلی که در مرکز قالب و به فاصله ۲۵ mm از کف قالب ثابت شده بود، ثبت گردید و در سری دوم آزمایش‌ها در مرکز نمونه حفره‌ای به قطر ۳ mm و به عمق نصف ارتفاع نمونه ایجاد شد و ترموکوپل که درون غلافی از جنس کوآرتز قرار داده شده بود، درون این حفره قرار گرفت. تغییرات دمای نمونه با گذشت زمان به وسیله یک سیستم داده‌گیر Advantech 4718 با قابلیت ثبت حداکثر ۵ داده در ثانیه ثبت گردید. برای محاسبه سرعت سرد شدن (متوسط)، دامنه انجماد ($T_L - T_S$) بر کل زمان موضعی انجماد تقسیم شد. برای بررسی موثر بودن جوانه زایی از معیار (ΔT_{RU}) به طوری که در شکل ۱ نشان داده شده استفاده گردید. در این رابطه T_U به عنوان کمترین دمای شروع فاز α می باشد که رشد این فاز باعث بالا رفتن دمای مذاب تا دمای T_R می شود که در واقع T_R مربوط به حداکثر دمای رشد فاز α می باشد. این تحت تبرید به عنوان تحت تبرید (Recalescence) شناخته می شود و رابطه مستقیم با اندازه دانه آلیاژ دارد.

دو سری آزمون انجماد بر روی نمونه‌های آلیاژی به صورت زیر انجام گرفت: در سری اول به منظور بررسی اثر جوانه زا، آلیاژهای حاوی ۳/۷ wt. % Cu و ۴/۸ wt. % Cu در یک بوتله گرافیتی با ظرفیت ۱۵۰ g توسط یک کوره الکتریکی ذوب شد. دمای فوق‌گداز پس از چند آزمایش 740°C انتخاب گردید تا اثرات مخرب آن در حد امکان کاهش یابد. پس از اضافه کردن مواد جوانه زا (در حدود wt.% Al-5Ti-1B) به منظور توزیع یکنواخت مواد جوانه‌زا، مذاب توسط یک میله از جنس آلومینا به مدت ۲۰ s هم زده شد و به منظور همگن سازی به مدت ۵ Min در کوره با دمای 720°C قرار گرفت و سپس ریخته‌گری داخل قالب‌هایی از جنس ماسه CO_2 که در دمایی بین $200-100^\circ\text{C}$ پیش گرم شده بود، انجام گرفت [۱۶، ۱۷]. سرعت سرد شدن در سری اول آزمایش‌ها برای تمامی نمونه‌ها (در حالت جوانه زایی و بدن جوانه زایی) یکسان و $0/19^\circ\text{C}/\text{sec}$ بود. در سری دوم آزمایش‌ها، به منظور بررسی سرعت سرد شدن، نمونه‌هایی استوانه‌ای با ابعاد $20 \times 20 \times 22$ mm (hxd) و جرم تقریبی ۱۰ g تهیه گردیدند. نمونه‌ها در یک کوره DTA با قابلیت کوئنچ در حین انجماد ذوب شده و با سرعت‌های ۰/۰۴، ۰/۴۲ و $1/08^\circ\text{C}/\text{sec}$ سرد گردیدند. این کوره با قابلیت‌های خاصی طراحی شده است که در آن المنت‌های حرارتی و نسوزهای کوره قابلیت حرکت داشته و قسمتی که نمونه در آن قرار می‌گیرد با استفاده از یک حباب کوآرتز از فضای درون کوره و محیطی که کوره درون آن قرار دارد مجزا و آب‌بندی می‌شود. این طراحی امکان



شکل ۱- تحت تبرید (Recalcescence) به عنوان مهم ترین فاکتور برای بررسی تاثیر جوانه زایی بر منحنی های سرد

مطالعات ریز ساختاری

به منظور بررسی ریزساختار، نمونه‌های متالوگرافی از ناحیه نزدیک به نوک ترموکوپل تهیه شدند. پس از سمباده‌زنی، پولیش و حک کاری با استفاده از محلول کلر^۱ و ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX60 بررسی گردید. اندازه دانه و فاصله بازوهای دندریتی با استفاده از تصاویر میکروسکوپ نوری حک کاری شده، با محلول کلر اندازه‌گیری شد. کلیه اندازه‌گیری‌های کمی به وسیله نرم افزار Clemex Vision انجام گرفت. لازم به ذکر است که در نرم افزار Clemex Vision محاسبات مربوط به اندازه دانه بر اساس روش خطوط متقاطع و طبق استاندارد ASTM E- 112 انجام می‌شود و اعداد گزارش شده در این پژوهش، نتایج تکرار چند آزمایش می‌باشد که در نهایت به صورت نتایج میانگین گزارش شده است.

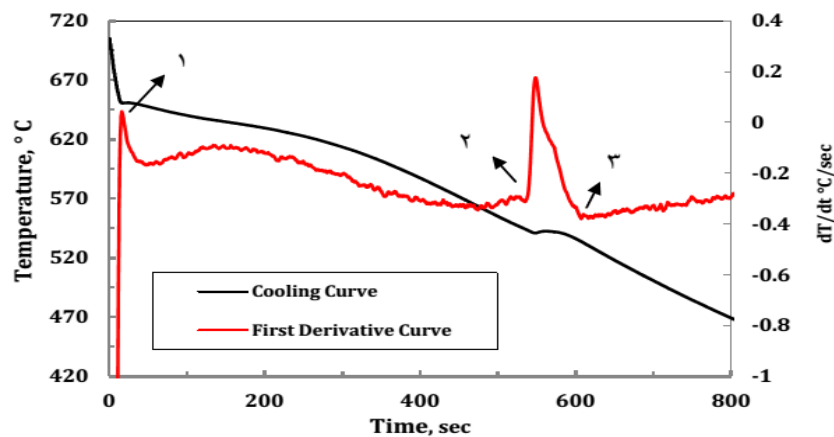
نتایج و بحث

بررسی اثر جوانه زایی

شکل ۲ منحنی‌های سرد شدن و مشتق اول آلیاژ Al-4.8 wt.%Cu

در سرعت سرد شدن $0.19^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ در شرایط قبل از جوانه‌زایی را نشان می‌دهد. شکستگی‌های منحنی سرد شدن در منحنی مشتق اول به صورت دو پیک مشخص قابل تشخیص هستند که نشان دهنده استحاله‌های متالورژیکی رخ داده در طی انجماد می‌باشند. در منحنی شکل ۲، نقطه ۱ دمای جوانه‌زنی دندریتها (T_{α}) است که در آن دندریتهای اولیه شروع به انجماد در داخل مذاب می‌کنند، سپس با کاهش بیش تر دما در مراحل پایانی انجماد، فاز غنی از مس Al_2Cu رسوب کرده و یوتکتیک $\alpha_{\text{Al}}+\text{Al}_2\text{Cu}$ در دمای T_E تشکیل می‌شود (نقطه ۲) که این اتفاق به صورت شکستگی دوم در منحنی سرد شدن دیده می‌شود. در ادامه دما تا محدوده مربوط به دمای رشد یوتکتیک افزایش می‌یابد (رخ دادن و رشد استحاله یوتکتیکی همراه با آزاد شدن گرما می‌باشد که این گرما سبب بالا رفتن دمای مذاب شده و این استحاله در منحنی مشتق اول به صورت پیک دوم قابل مشاهده است) و بعد از آن دما دوباره کاهش می‌یابد تا اینکه در نهایت انجماد آلیاژ در دمای T_S به پایان می‌رسد (نقطه ۳).

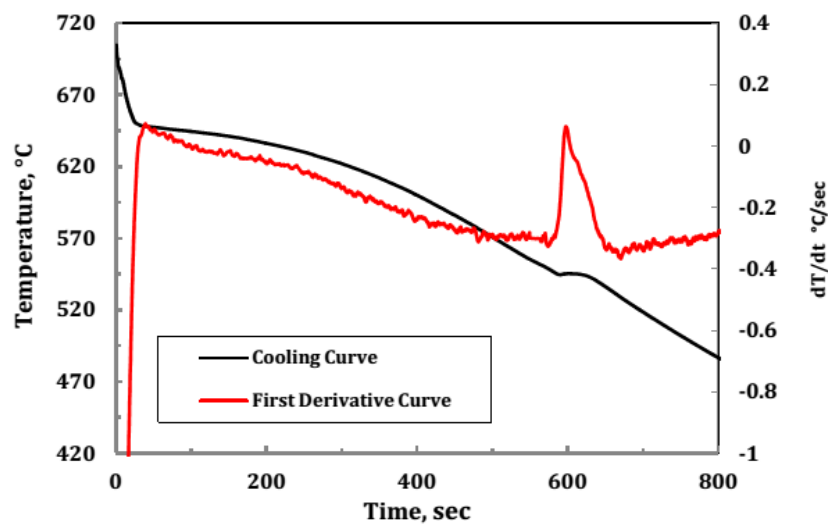
¹. Keller's reagent



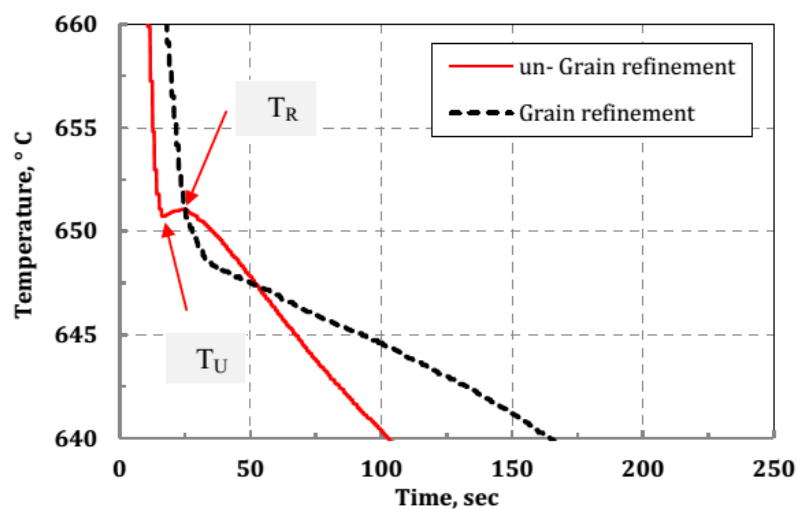
شکل ۲- منحنی سرد شدن به همراه منحنی مشتق برای آلیاژ Al-4.8 wt.%Cu بدون جوانه زا و سرعت سرد شدن $0.19^{\circ}\text{C}/\text{sec}$

تقریباً از بین رفته که نشان دهنده جوانه‌زایی موفق در آلیاژ بوده است. به منظور بررسی دقیق‌تر این موضوع، قسمت اول منحنی‌های سرد شدن آلیاژ Al-4.8wt.%Cu در شرایط قبل و بعد از جوانه‌زایی در شکل ۴ نشان داده شده است. با مقایسه این دو منحنی به خوبی دیده می‌شود که در اثر جوانه‌زایی آلیاژ تحت تبرید اولیه تقریباً از بین رفته و به صفر رسیده است. در واقع هنگامی که مذاب حاوی مقادیر کافی از هسته‌های فعال باشد، منحنی تحت تبرید کمی نشان می‌دهد که در صورت عدم وجود هسته‌های فعال در مذاب، جوانه زنی در شرایط تحت تبرید بالاتری رخ می‌دهد. در شروع انجماد جوانه زنی فاز اولیه α_{Al} نیاز به یک تحت تبرید دارد که افزودن مواد جوانه زا سبب می‌شود که مکان‌های جوانه‌زنی زیادی ایجاد شود و لذا تحت تبرید کاهش یابد. در واقع با افزایش تعداد مکان‌های جوانه زنی سد انرژی برای جوانه زنی حذف می‌شود. پارامتر تحت تبرید از منحنی سرد شدن به عنوان مهم‌ترین فاکتور برای کنترل کیفیت فرآیند جوانه‌زنی در مذاب آلومینیوم استفاده می‌شود و مقادیر کوچک‌تر ΔT_{RU} به معنای توان بالاتر جوانه‌زا است که منجر به دانه‌های کوچک‌تری در ساختار نهایی قطعه می‌شود به همین دلیل است که از منحنی‌های سرد شدن می‌توان به عنوان پارامتری برای کنترل ریز دانگی آلیاژهای آلومینیوم استفاده کرد [۲۱،۲۰].

با توجه به این شکل مشاهده می‌شود که مذاب نیاز به یک تحت تبرید اولیه قبل از اینکه ذرات α_{Al} تشکیل شوند، دارد که مقدار این تحت تبرید در منحنی مشتق به صورت پیک اول به خوبی قابل تشخیص است. به هنگام سرد شدن مذاب دو فرآیند به صورت هم زمان رخ می‌دهند، تشکیل هسته‌های اولیه جامد و هنگامی که دما به اندازه کافی کاهش یافت، هسته‌های اولیه شروع به رشد می‌کنند و گرمای نهان آزاد می‌شود. با شروع رشد جوانه‌ها، سرعت سرد شدن کاهش می‌یابد تا وقتی که دما به حداقل خود برسد و بعد از آن دما دوباره افزایش می‌یابد [۱۹،۱۸]. با توجه به این که آلیاژ در حالت جوانه‌زایی نشده است لذا تعداد محدودی از ذرات جوانه‌زا وجود داشته که پتانسیل جوانه‌زایی کمی دارند و برای فعال شدن نیاز به تحت تبرید اولیه دارند. در شکل ۱ نشان داده شد که تغییرات در میزان تحت تبرید اولیه مؤثر استفاده می‌شود. هر چه میزان این تحت تبرید کم‌تر شود، میزان ریزدانگی در آلیاژ افزایش می‌یابد. شکل ۳ منحنی سرد شدن آلیاژ Al-4.8wt.%Cu به همراه منحنی مشتق آن در حالت جوانه زایی شده را نشان می‌دهد. در این شکل دیده می‌شود، در اثر جوانه زایی میزان تحت تبرید تقریباً از بین رفته که این امر در منحنی مشتق اول بهتر قابل تشخیص است. پیک اولیه‌ای که در منحنی مشتق شکل ۲ دیده می‌شود، در منحنی مشتق شکل ۳



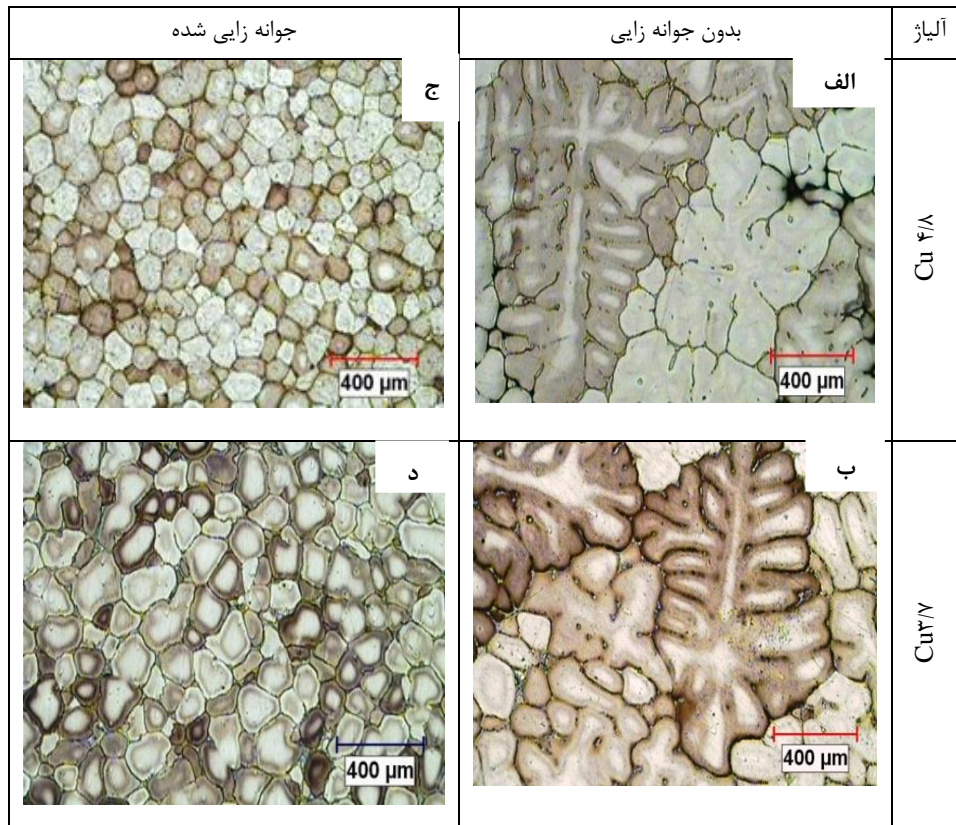
شکل ۳- منحنی سرد شدن به همراه منحنی مشتق Al-4.8 wt.\%Cu در شرایط جوانه زایی شده (Al-5Ti-1B) و سرعت سرد شدن 0.19°C/sec



شکل ۴- مقایسه بخش اول منحنی های سرد شدن آلیاژ Al-4.8 wt.\%Cu در شرایط قبل و بعد از جوانه زایی در سرعت سرد شدن 0.19°C/s

تقریباً غیر هم محور یا نیمه محور هستند و به دراز شدن به دلیل رشد بازوهای اولیه در جهات خاص کریستالوگرافیکی تمایل دارند.

در شکل ۵ تصاویر مربوط به ریز ساختار نمونه‌ها در شرایط قبل و بعد از جوانه‌زایی نشان داده شده است. از مقایسه این شکل‌ها می‌توان تاثیر مواد جوانه‌زا بر ریزساختار را مشاهده کرد. همان گونه که نتایج آنالیز حرارتی نیز نشان داد، ساختار در شرایط قبل از جوانه‌زایی (شکل ۵ الف و ب) شامل دانه‌های بزرگ و دندریتهای درشت می‌باشد. در کل در اندازه دانه‌های بزرگ‌تر، دانه‌ها



شکل ۵- مقایسه ریز ساختار نمونه های سری اول آزمایش ها حک کاری شده با محلول کلر، (الف و ب) قبل از جوانه زایی، (ج و د) بعد از جوانه زایی

پس زده می‌شوند و منطقه‌ای را در جلو فصل مشترک تشکیل می‌دهند که سبب کاهش دما در آن ناحیه، نسبت به دمای واقعی انجماد می‌شود (تشکیل تحت تبرید ترکیبی) که به دلیل نفوذ آهسته عنصر حل شونده منجر به کاهش سرعت رشد دندریته‌های اولیه می‌شود. علاوه بر آن به علت وجود تحت تبرید ترکیبی در لایه نفوذی جلو فصل مشترک، تعداد جوانه‌های بیشتری فعال شده و در کم‌ترین پتانسیل لازم برای جوانه‌زایی به عنوان هسته‌های اولیه عمل می‌کنند. اثر عناصر حل‌شونده به صورت تجربی برای سیستم‌های گوناگون آلومینیوم بررسی شده است و به طور معمول با اصطلاح فاکتور محدود کننده رشد (GRF) بررسی می‌شود [۲۲]. مقدار GRF به صورت عکس متناسب با سرعت رشد می‌باشد و معمولاً توسط دیاگرام‌های فازی دوتایی محاسبه می‌شود و به صورت

اما هنگامی که رشد به وسیله هر یک از عامل‌های حرارتی یا ساختاری محدود شود، دانه‌های هم محورتری حاصل می‌شود [۱۹]. در اثر جوانه‌زایی، مورفولوژی دندریته آلیاژ پایه از حالت دندریته خارج شده و تبدیل به ساختاری با دانه‌بندی هم محور و ریز شده است (شکل ۵ ج و د). تغییر حالت در مورفولوژی فاز زمینه را می‌توان به وجود ذرات TiB₂ به عنوان مواضع جوانه‌زنی غیر همگن و فاکتور محدود کننده رشد^۱ در اثر وجود عناصر حل‌شونده در مذاب نسبت داد.

جدایش عناصر حل‌شونده

عناصر حل‌شونده در طی انجماد به لایه نفوذی کوچک جلوی فصل مشترک جامد/ مذاب در حال رشد

^۱ Grain Restriction Factor (GRF)

حالی که برای عنصر مس ۲/۸ است. این تفاوت مشخص می‌کند که عنصر تیتانیوم، دارای توان بسیار بالاتری برای محدود کردن رشد نسبت به مس است. از این رو جوانه‌زایی بهتر و کامل‌تری در مقادیر کمی از این عنصر در مقایسه با سایر عناصر با فاکتور محدود کننده رشد پایین‌تر، به دست خواهد آمد. در شکل ۶ ماکرو ساختار آلیاژ Al-4.8 wt.%Cu در شرایط قبل و بعد از جوانه‌زایی نشان داده شده است. با مقایسه این دو تصویر اثر افزودن جوانه‌زا بر اندازه دانه به خوبی قابل تشخیص است.

رابطه $GRF = \sum_i m_i C_{0,i} (K_i - 1)$ بیان می‌شود. در این رابطه m_i شیب خط لیکوئیدوس، K_i ضریب جدایش $(K_i = C_s^i / C_L^i)$ که در این رابطه C_s^i و C_L^i به ترتیب غلظت اتم‌های جامد و مذاب حل شونده در فصل مشترک می‌باشند و C_0 ترکیب کلی آلیاژ است. بنابراین GRF به عنوان معیاری از توان جدایش تمامی عناصر حل شونده در لایه نفوذی جلو فصل مشترک می‌باشد [۲۳، ۲۴]. مقدار GRF برای عناصر آلیاژی مختلف در جدول (۲) نشان داده شده است [۲۵]. با توجه به داده‌های این جدول دیده می‌شود که این مقدار برای عنصر تیتانیوم ۲۴۵/۶ است، در

جدول ۲- توان جدایش برخی از عناصر در آلومینیوم [۲۴]

نوع واکنش	حداکثر غلظت (wt.%)	$(K_i - 1) m_i$	m_i	K_i	عنصر
پری تکتیک	۱۵	۲۴۵/۶	۳۰/۷	۹	Ti
پری تکتیک	۰/۱	۱۰۵	۷۰	۲/۵	Ta
پری تکتیک	۰/۱	۳۰	۱۰	۴	V
پری تکتیک	۰/۵	۱۱/۲	۸	۲/۴	Hf
پری تکتیک	۰/۱	۷/۵	۵	۲/۵	Mo
پری تکتیک	۰/۱۱	۶/۵	۴/۵	۲/۵	Zr
پری تکتیک	۰/۱۵	۶/۶	۱۳/۳	۱/۵	Nb
یوتکتیک	۱۲/۶	۵/۹	-۶/۶	۰/۱۱	Si
پری تکتیک	۰/۴	۳/۵	۳/۵	۲	Cr
یوتکتیک	۶	۳/۳	-۳/۳	۰/۰۰۷	Ni
یوتکتیک	۳/۴	۳	-۶/۲	۰/۵۱	Mg
یوتکتیک	۱/۸	۲/۹	-۳	۰/۰۲	Fe
یوتکتیک	۳۳/۲	۲/۸	-۳/۴	۰/۱۷	Cu
یوتکتیک	۱/۹	۰/۱	-۱/۶	۰/۹۴	Mn



شکل ۶- ماکروساختار آلیاژ Al-4.8 wt.%Cu الف: بدون جوانه زایی ب: بعد از جوانه زایی در سرعت سرد شدن ثابت $0.19^{\circ}\text{C}/\text{sec}$

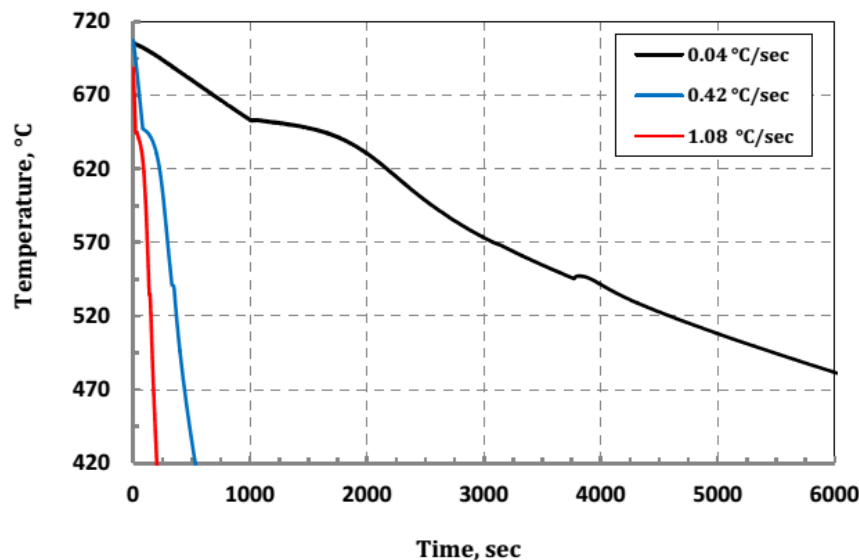
اثر سرعت سرد شدن

موضعی انجماد می‌شود که با توجه به این مطلب می‌توان گفت: در سرعت‌های بالاتر سرد شدن کاهش شدیدتری در پارامترهای ریز ساختاری حاصل می‌شود.

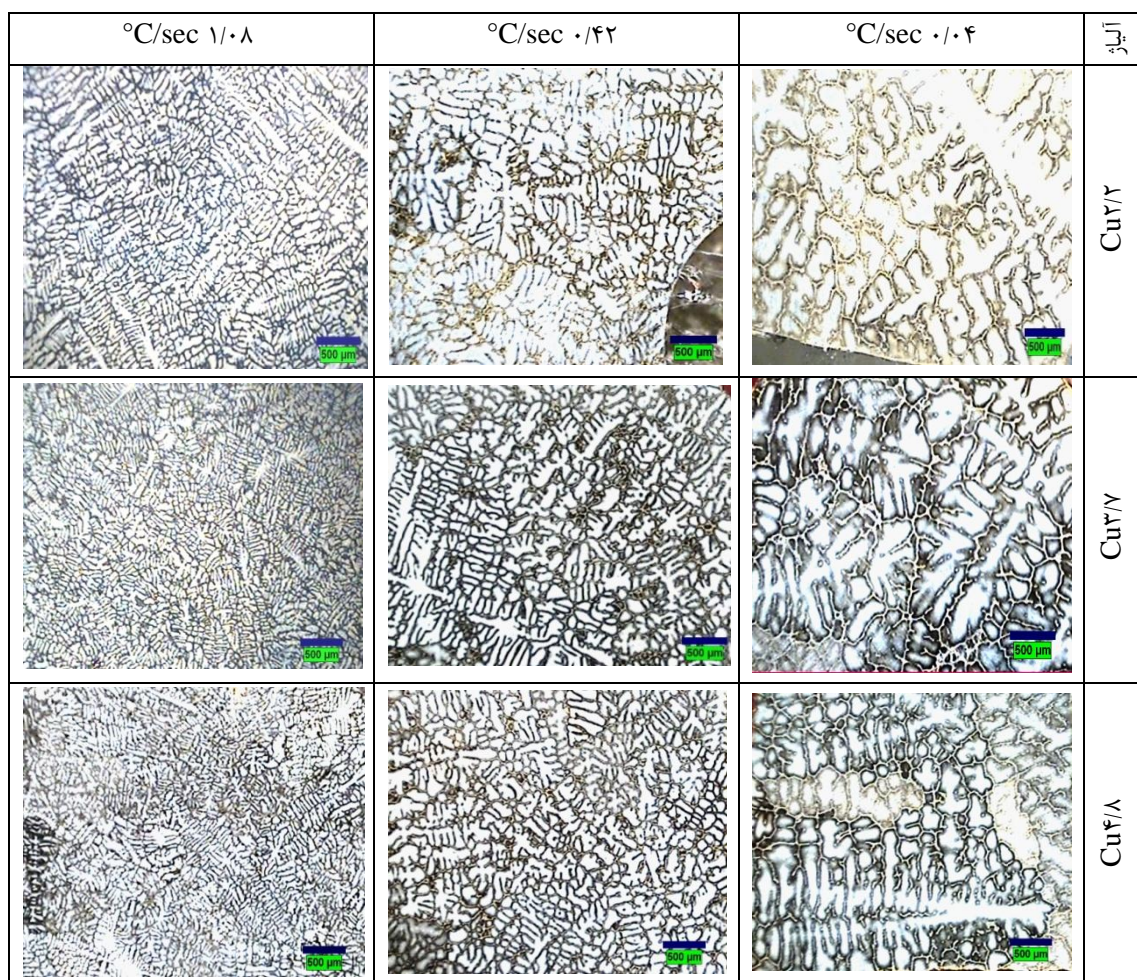
ریز ساختار

شکل ۸ تصویر میکروسکوپی از تغییرات فاصله‌های بین دندریتی نمونه‌های مورد بررسی با تغییر سرعت سرد شدن را نشان می‌دهد که نتایج کمی سازی این تغییرات در جدول (۳) نشان داده شده است.

شکل ۷ منحنی‌های سرد شدن آلیاژ Al-4.8 wt.%Cu در سرعت‌های مختلف سرد شدن را نشان می‌دهد. شکل کلی منحنی‌های سرد شدن و نحوه انجماد در تمامی سرعت‌های سرد شدن، مشابه توضیح‌های قبل می‌باشد با این تفاوت که دمای رخ دادن استحالتهای فازی در اثر تغییر سرعت سرد شدن تغییر می‌کند. از مقایسه منحنی‌های سرد شدن مشخص می‌شود که افزایش سرعت سرد شدن سبب کاهش شدید زمان



شکل ۷- مقایسه منحنی‌های سرد شدن در سرعت‌های متفاوت برای آلیاژ 4.8 wt.%Cu



شکل ۸- تغییرات فاصله بازوهای دندریتهی آلیاژهای آلومینیوم- مس در سرعت های متفاوت سرد شدن

جدول ۳- نتایج کمی سازی فاصله بازو های دندریتهی با تغییر سرعت سرد شدن

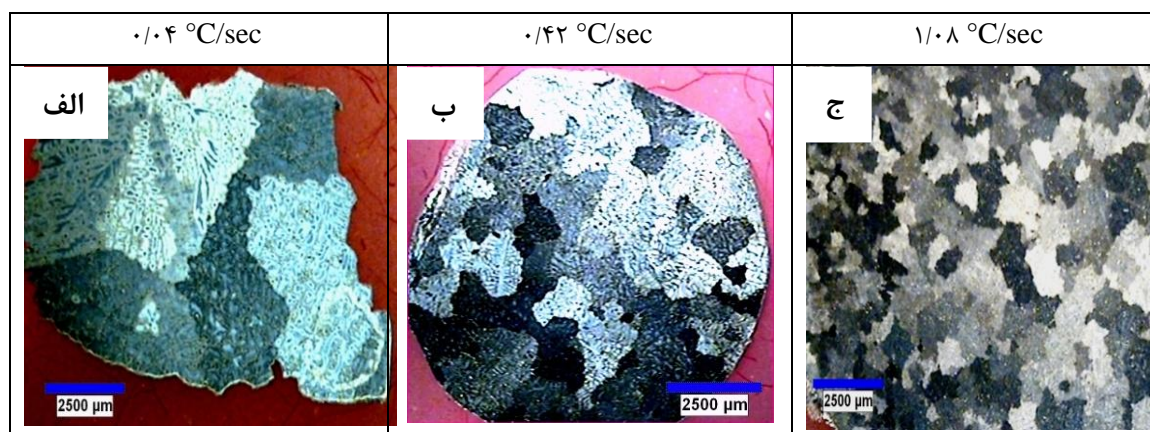
نام آلیاژ	سرعت سرد شدن ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)	فاصله بازوهای دندریتهی ثانویه (μm)
$\text{Cu}_{2/2}$	۰/۰۴	۳۴۲/۲
	۰/۴۲	۱۳۰
	۱/۰۸	۵۷/۲
$\text{Cu}_{3/7}$	۰/۰۴	۳۳۸/۴
	۰/۴۲	۱۲۳/۶
	۱/۰۸	۵۶/۷
$\text{Cu}_{4/8}$	۰/۰۴	۳۲۳/۸
	۰/۴۲	۱۱۸/۶
	۱/۰۸	۵۳

ساختار دانه بندی نهایی حاصل از انجماد در یک نمونه ریختگی هستند. حال اگر در حین انجماد یک آلیاژ سرعت جوانه زنی بر سرعت رشد غلبه کند، این پدیده منجر به ریز دانگی در ساختار نهایی پس از انجماد خواهد شد [۲۷].

جدول های (۴) و (۵) مقایسه ای از اندازه دانه به دست آمده در این پژوهش و استاندارد ارائه شده توسط انجمن ریخته گران آمریکا^۶ را نشان می دهند. به گونه ای که از داده های این جدول ها مشخص است، بر اساس استاندارد (AFS) بزرگ ترین اندازه دانه به دست آمده برای نمونه های جوانه زایی شده ($312 \mu\text{m}$) تقریباً در محدوده ریز و بسیار ریز قرار دارند در حالی که کوچک ترین اندازه دانه به دست آمده در بیشترین سرعت سرد شدن ($1278 \mu\text{m}$) تقریباً در محدوده درشت و بسیار درشت قرار می گیرند.

با توجه به نتایج جدول (۳) و مقایسه تصاویر شکل ۸ مشاهده می شود که فاصله های بین دندریتی با افزایش سرعت سرد شدن (کاهش زمان موضعی انجماد) به شدت کاهش می یابد در حالی که با تغییر میزان مس (مقایسه ستون های ۱ تا ۳ در شکل ۸) در فاصله بازوهای بین دندریتی تغییر زیادی مشاهده نمی گردد. دلایل اصلی کاهش فاصله بازوهای دندریتی در اثر افزایش سرعت سرد شدن، می تواند شامل موارد زیر باشد: ۱- افزایش سرعت سرد شدن، باعث افزایش تحت تبرید ترکیبی شده و این شرایط سبب تشکیل بازوهای دندریتی ثانویه بیشتری می شود. ۲- با افزایش سرعت سرد شدن در اثر نفوذ عرضی، گرمای نهان بیشتری آزاد شده و تغییرات حرارتی ناشی از زیاد بودن سرعت سرد شدن حفظ می شود و پاسخ سیستم به این حالت حرارتی، کم کردن فاصله های بین دندریتی و افزایش سطح دندریت ها است. ۳- سرعت های سرد شدن بالاتر به دلیل کوتاه بودن زمان، فرصت و امکان برای نفوذ اتم ها کم تر فراهم می شود به همین علت دندریت ها با سرعت کم تری رشد می کنند و در نهایت منجر به کاهش فاصله بازوهای دندریتی و تشکیل دندریت های ظریف تری در ساختار نهایی آلیاژ می شود [۲۶]. همان گونه که تصاویر شکل ۸ نشان می دهد، فاصله های بین دندریتی به زمان موضعی انجماد و در نتیجه آن به سرعت سرد شدن به شدت وابسته هستند و به تغییر ترکیب شیمیایی زیاد وابسته نیستند. از آنجایی که آلیاژهای استفاده شده در این پژوهش در محدوده آلیاژهای رقیق دوتایی آلومینیوم-مس قرار دارند، با افزایش مقدار مس در آلیاژ نیز یک کاهش در فاصله بازوهای دندریتی و اندازه دانه مشاهده می شود که در اکثر موارد قابل اغماض است. شکل ۹ ماکرو ساختار آلیاژ Al-4.8 wt.% Cu در سرعت های متفاوت سرد شدن را نشان می دهد. از مقایسه شکل های ۹ الف تا ج، می توان کاهش اندازه دانه حاصل شده در اثر تغییر سرعت سرد شدن را به خوبی مشاهده کرد. محتمل ترین دلیل برای این موضوع، ایجاد یک تحت تبرید مناسب در مذاب است که منجر به افزایش سرعت جوانه زنی می شود و به بالا رفتن تعداد مکان های جوانه زنی در مذاب منتهی می شود و همچنین سبب تشکیل یک دانه بندی ریزتری در ساختار نهایی آلیاژ می شود. در واقع جوانه زنی و رشد دو فاکتور تعیین کننده بر

⁶ American Foundry Society



شکل ۹- ماکرو ساختار آلیاژ Al-4.8 wt.% Cu در سرعت های متفاوت سرد شدن

استفاده می‌شود که منجر به ایجاد ساختار ریز دانه و هم محور می‌شود که بهبود خواص مکانیکی را نیز به همراه دارد [۱۹].

مقایسه این نتایج نشان می‌دهد که تغییر در اندازه دانه در اثر جوانه‌زایی نسبت به محدوده تغییرات سرعت سرد شدن بررسی شده در این پژوهش وابستگی بسیار بیش‌تری دارد در حالی که فاصله‌های بین دندریتی به سرعت سرد شدن وابستگی بیش‌تری دارند. در شرایط صنعتی نیز برای رسیدن به شرایط ریز دانگی موثر از عملیات جوانه‌زایی

جدول ۴- نتایج اندازه دانه به دست آمده در این پژوهش

آلیاژ (wt.% Cu)	نوع آزمایش	سرعت سرد شدن (°C/sec)	اندازه دانه در این پژوهش (μm)	جوانه زایی
۳/۷	استفاده از جوانه‌زا (سرعت سرد شدن ثابت)	۰/۱۹	۲۱۲۰	خیر
۳/۷		۰/۱۹	۳۱۲	بلی
۴/۸		۰/۱۹	۲۰۸۰	خیر
۴/۸		۰/۱۹	۲۳۸	بلی
۲/۲	تغییرات سرعت سرد شدن	۰/۰۴	۳۴۶۲	خیر
۲/۲		۰/۴۲	۲۱۲۰	خیر
۲/۲		۱/۰۸	۱۳۱۴	خیر
۳/۷		۰/۰۴	۳۵۰۹	خیر
۳/۷		۰/۴۲	۲۰۹۲	خیر
۳/۷		۱/۰۸	۱۳۲۲	خیر
۴/۸		۰/۰۴	۳۴۳۰	خیر
۴/۸		۰/۴۲	۲۰۵۲	خیر
۴/۸		۱/۰۸	۱۲۷۸	خیر

جدول ۵- اندازه دانه بر اساس استاندارد (AFS)

استاندارد	درجه ریز دانگی	بسیار ریز	ریز	متوسط	بزرگ	درشت	خیلی درشت
(AFS)	اندازه دانه (μm)	۰-۲۲۵	۴۰۰-۲۲۵	۶۰۰-۴۰۰	۸۰۰-۶۰۰	۱۰۰۰-۸۰۰	۲۲۰۰ <

نتیجه گیری

ساختاری نشان داد، کاهش در اندازه دانه به دست آمده در اثر افزایش سرعت سرد شدن به مراتب کم تر از مقادیر به دست آمده در اثر استفاده از جوانه‌زای Al-5Ti-1B می‌باشد در حالی که تغییر در اندازه فاصله بازوهای دندریتی شدیداً به سرعت سرد شدن وابسته است و در اثر جوانه‌زایی تغییر زیادی ندارند.

نتایج بررسی‌های آنالیز حرارتی منحنی‌های سرد شدن نشان داد که با در نظر گرفتن تغییرات در میزان تحت تبرید اولیه (ΔT_{RU}) به عنوان فاکتور اصلی برای تعیین موثر بودن فرآیند جوانه‌زایی، با جوانه‌زایی مقدار تحت تبرید تقریباً به صفر کاهش یافت که نشان دهنده انجام شدن جوانه‌زایی موثر می‌باشد. بررسی‌های ریز

References:

- 1- W. Kurz, D.J. Fisher, "Dendrite growth at the limit of stability: tip radius and spacing", Acta Metall. Vol. 29, pp. 11- 20, 1981.
- 2- R.N. Grugel, Materials Characterization 28, pp. 213-219, 1992
- ۳- میرزایی، م. روشن، م.ر. جواد پور، س. " افزایش شدید خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ با اعمال یک پاس نورد سرد" نشریه مواد نوین، جلد ۴، شماره ۳، بهار ۱۳۹۳.
- 4-M.C. Flemings, Solidification Processing, Mc Grow-Hill, New York, 1974.
- 5- D. Eskin, Q. Du, D. Ruvalcaba, and L. Katgerman, "Experimental study of structure formation in binary Al-Cu alloys at different cooling rates". Materials Science and Engineering A, Vol. 405, pp. 1-10, 2005.
- 6- D. Apelian, G. K. Sigworth, and K.R. Whaler; "Assessment of Grain Refinement and Modification of Al-Si Foundry Alloys by Thermal Analysis." AFS Transactions. Vol. 92, pp. 297-307, 1984.
- 7-W. Rosenhain, J. D. Grogan, and T. H. Schofield, J. "Recent Developments in the treatment of Aluminum and some of its Alloys", Journal of Inst. Met, 46, 305-318, 1980.
- 8- W. E. Sicha, R. C. Boehm "Grain Refinement in Al-4.5% Cu Alloys" AFC Trans, 92, 398-409, 1948.
- 9- D. Emadi, "Applications of thermal analysis in quality control of solidification processes", Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, Vol. 81, pp. 235-242, 2005.

- 10- I.U.Haq, J. S. Shin, and Z. H. Lee, "Computer-Aided Cooling Curve Analysis of A356 Aluminium Alloy", *Met. Mater. Int.*, Vol. 10, pp. 89-96, 2004.
- 11- J.O. Barlow and D.M. Stefanescu, "Computer-aided cooling curve analysis revisited", *AFS Trans*, Vol. 105, pp. 349-354, 1997.
- 12- O. Fornaro, H.A. Palacio, "Study of dilute Al-Cu solidification by cooling curve analysis" *J. Mater. Sci.* 44, 4342-4347, 2009
- 13- W.T. Kierkus and J.H. Sokolowski, "Recent Advances in CCA: A New Method of Determining Baseline Equation", *AFS Trans*, Vol. 66, pp. 161-167, 1999.
- 14- K.G. Upadhyaya, D.M. Stefanescu, K. Lieu and D.P. Yeager, "Computer- Aided Cooling Curve Analysis: Principles and Applications in Metal Casting", *AFS Transactions*, Vol. 97, pp. 61-66, 1989.
- 15- D. Emadi and L. Whiting; "Determination of Solidification Characteristics of Al-Si Alloys by Thermal Analysis", *AFS Transactions*, Vol. 110, 2002.
- 16- Y. Birol, Grain refinement of Al-Cu foundry alloys with B additions, *Int. J. Cast Met. Res.* 25, 117-120, 2012.
- 17- H. Li, T. Sritharan, Y. M. Lam, and N.Y. Leng, "Effects of processing parameters on the performance of Al grain refinement master alloys Al-Ti and Al-B in small ingots", *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 253- 257, 1997.
- 18- M. Krupiński, K. Labisz, L.A. Dobrzański, and Z.M. Rdzawski, "Derivative thermo-analysis application to assess the cooling rate influence on the microstructure of Al-Si alloy cast", *journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 38, pp. 115-121, 2010.
- 19- L. Backerud. P. Gustafson, and M. Johnsson, "Grain Refining Mechanisms in Aluminum as a Result of Additions of Titanium and Boron", Part II, " Vol. 67, pp. 910-915, 1991.20- D. Dispinar, "Determination of the melt quality of aluminum and its alloys", PhD, University of Birmingham, UK, January 2005.
- 21- M. Malekan and S. G. Shabestari, "Computer-aided cooling curve thermal analysis used to predict the quality of aluminum alloys", *J Therm Anal Calorim*, 103:453-458, 2011.
- 22- T. Chandrashekar, "Effect of growth restricting factor on grain refinement of aluminum alloys", *Int J Adv Technol*, Vol. 40, pp. 234-241, 2009.
- 23- D.H. StJohn, "New approach to analysis of grain refinement", *Int J Cast Met Res*, Vol. 20, pp. 131-135, 2007.
- 24- M.A. Easton and D.H. StJohn, "An analysis of the relationship between grain size, solute content, and the potency and number density of nucleant particles," *Metall Mater Trans A*, Vol. 36, pp. 1911-1920, 2005.
- 25-A. Easton and D.H. StJohn, Grain refinement of aluminum alloys (Part II): Confirmation of, and a mechanism for, the solute paradigm, *Metall Mater Trans A*, 30A: 1625-1633, 1999.
- 26- V. A. Hosseini, S.G. Shabestari, and R. Gholizadeh, "Study on the effect of cooling rate on the solidification parameters, microstructure, and mechanical properties of LM13 alloy using cooling curve thermal analysis technique" , *Materials and Design*, Vol. 50, pp. 7-14, 2013.
- 27- G.K. Sigworth, "Determining grain size and eutectic modification in aluminum alloy casting", *modern casting*, pp. 23-27, 1987.