

**اثر نرخ سرمایش بر مشخصه های انجماد و نقطه همدوسی دندریتی در آلیاژ ریخته گری آلومینیوم ADC12 با استفاده از آنالیز حرارتی**

**چکیده**

در صنعت ریخته­گری فلز، بهبود کیفیت اجزا عمدتا به کنترل بهتر پارامترهای تولید وابسته است. بنابراین، آنالیز حرارتی منحنی سرمایش به کمک کامپیوتر، روشی بسیار مفید برای ارزیابی سریع و آسان انواع مختلفی از خواص است. در این کار، اثر نرخ­های متفاوت سرمایش (oC s-1 1.2-7.2) بر پارامترهای انجماد و نقطه همدوسی دندریتی[[1]](#footnote-1) (DCP) در آلیاژ آلومینیوم ADC12 به وسیله­ی آنالیز حرارتی، بررسی شد. نتایج نشان داد که پارامترهای انجماد و نقطه همدوسی دندریتی تحت تاثیر تغییر در نرخ سرمایش است. افزایش نرخ سرمایش می­تواند بازه دمایی همدوسی (TN-TDCP) و همدوسی کسری جامد ) ($f\_{s}^{DCP}$ را به ترتیب حدود 31 درجه سانتیگراد و 11 درصد افزایش دهد، اما زمان همدوسی (tDCP) از 130 ثانیه به 30 ثانیه کاهش می­یابد. بنابراین، افزایش نرخ سرمایش، همدوسی دندریت را به تعویق انداخته و دندریت­ها بعدا همدوس می­شوند.

**کلمات کلیدی:** آلیاژ آلومینیوم ADC12، آنالیز حرارتی، نرخ سرمایش، نقطه همدوسی دندریت (DCP)، انجماد.

**مقدمه**

آلیاژ نوع ADC12 یکی از پرکاربردترین آلیاژهای استفاده شده در ریخته­گری آلومینیوم بوده و در بسیاری از قطعات در صنعت خودرو استفاده می­شود. در طراحی اجزای ریخته گری، لازم است که انجماد آلیاژها در شرایط سرمایش متفاوت که مربوط به مقاطع مختلف ریخته­گری است، نظارت شود؛ چرا که نرخ سرمایش بر خواص حرارتی-فیزیکی و متعاقب آن ریزساختار و خواص مکانیکی، اثر می­گذارد. درک عمیق­تری از اثر نرخ سرمایش بر فرآیند انجماد در سال­های اخیر آشکار شده است. اثر نرخ سرمایش بر خصوصیات ساختاری آلیاژهای ریخته­گری آلومینیوم توسط بسیاری از نویسندگان مورد بررسی قرار گرفته است. مطابق با کار آن­ها، افزایش نرخ سرمایش تمام خصوصیات ریزساختاری شامل: اندازه دانه، فاصله بازوی دندریت[[2]](#footnote-2) (DAS) و فازهای بین فلزی را تصحیح می­کند. فاصله بازوی دندریت بیشتر تحت تاثیر افزایش نرخ سرمایش قرار می­گیرد تا دیگر خصوصیات ریزساختاری. تنوع در نرخ سرمایش همچنین بر بسیاری از مشخصه­های انجماد از جمله دمای جوانه­زنی (TN,α)، فوق تبرید[[3]](#footnote-3) جوانه­زنی (∆TN,α)، دمای رشد (TG,α)، محدوده انجماد (∆TS)، زمان کل انجماد (tf) و DCP اثر می­گذارد.

در طول انجماد دندریتی هم محور، بلورهای دندریت جدا شده و می­تواند در مراحل اولیه انجماد، آزادانه حرکت کند. با رشد دندریت، نوک­های دندریت با همسایگان خود برخورد می­کند، به گونه­ای که یک شبکه دندریتی در سراسر حجم انجماد، ایجاد می­شود. اصطلاح نقطه همدوسی دندریت به این مرحله یا نکته اشاره دارد. برای مدتی، DCP به عنوان یک مشخصه مهم در آلیاژهای آلومینیوم ریخته­گری شده شناخته می­شد. این علامت­گذاری، گذار از تغذیه انبوه به تغذیه بین دندریتی در فرآیند انجماد است. نواقص ریخته­گری، از جمله ماکروجدایش[[4]](#footnote-4)، تخلخل انقباض و پارگی داغ شکل گرفته طی رشد دندریتی هم محور، پس از DCP شروع به گسترش می­کند. بنابراین، چندین نویسنده پیشنهاد کرده­اند که نقطه همدوسی ممکن است یک شاخص مهم برای توانایی ریخته­گری آلیاژ باشد. بنابراین، درک خوب از رفتار انجماد در DCP و عوامل موثر بر DCP، مهم است.

روش آنالیز حرارتی از تکنیک دو ترموکوپلی، توسعه داده شده توسط Baerckerud و همکاران، برای تعیین DCP استفاده می­کند. یکی از ترموکوپل­ها در مرکز یک بوته، و دیگری در دیواره داخلی قرار دارد. این تکنیک مبتنی بر این فرض است که، ایجاد شبکه دندریتی در DCP منجر به کاهش سریع اختلاف دمایی بین دیواره و مناطق مرکزی به دلیل رسانایی حرارتی بالاتر ماده جامد در مقایسه با مایع، خواهد شد. سپس DCP با اندازه­گیری حداکثر نقطه اختلاف دمایی تعیین می­شود.

تحقیقات زیادی در مورد اثر نرخ سرمایش بر خصوصیات ریزساختاری و خواص مکانیکی انجام شده است. با این حال، تغییر در دماهای جوانه­زنی فازی، جوانه­زنی و فوق تبرید گرمای نهان فازی[[5]](#footnote-5)، گستره انجماد و DCP، با افزایش نرخ سرمایش در متن به طور گسترده مورد بررسی قرار نگرفته است. در کار حاضر، اثر نرخ­های متفاوت سرمایش بر پارامترهای انجماد و نقطه همدوسی دندریتی آلیاژ آلومینیوم ADC12 بررسی شد. مشخصه­های انجماد شامل: محدوده و زمان انجماد، جوانه­زنی و فوق تبرید گرمای نهان فازی، دما و زمان مربوط به شروع و پایان تحول فازی، نقطه همدوسی دندریتی و کسری از جامد؛ آنالیز شد.

**روش تجربی**

در این مطالعه از شمش­های آلیاژ آلومینیوم تجاری ADC12 استفاده شد. ترکیب شیمیایی با طیف­سنجی انتشار نوری (OES) اندازه گیری شد و در جدول 1 ارائه شده است. در هر آزمایش پانصد گرم آلیاژ در یک کوره مقاوم الکتریکی ذوب شده و این مذاب در دمای oC 750 ± 5 نگه داشته شد.

بعد از ذوب، لایه اکسیدی روی سطح کشیده شده و فلز مذاب درون قالب ریخته شد. 5 قالب متفاوت برای رسیدن به نرخ­های مختلف سرمایش (oC s-1 1.2-7.2) شامل سه نوع قالب ماسه­ای CO2 با ضخامت­های مختلف دیواره (10، 20 و 40 میلیمتر)، یک قالب استینس استیل با ضخامت 1 میلیمتر و یک قالب گرافیتی با ضخامت 8 میلیمتر، استفاده شد. ابعاد قالب با ضخامت 1 میلیمتر به طور شماتیکی در شکل 1 نشان داده شده است. تمام قالب­ها در دمای oC 200 قبل از ریختن پیش گرم شدند.

آنالیز حرارتی منحنی سرمایش (CCTA) بر روی تمام نمونه­ها با استفاده از ترموکوپل­های بسیار حساس نوع K، انجام شد؛ و داده­ها از طریق یک سیستم کسب اطلاعات با سرعت بالا (مبدل A/D) به کامپیوتر وصل شد.

برای ضبط داده­های زمان-دما، نرم افزار ADAM-4000 Utility روی کامپیوتر نصب شد. این آزمایش با تعبیه دو ترموکوپل واقع در مرکز و دیواره هر قالب و در موقعیت 30 میلیمتری از کف قالب انجام شد (شکل 1). در هر آزمون، داده­ها با فرکانس 20 بار در ثانیه ضبط و سپس به نرم افزار اصلی Pro9.0 منتقل و پردازش شد. پردازش شامل: هموارسازی، اتصالات منحنی، ترسیم مشتقات اول، شناسایی شروع و پایان انجماد، تعیین پارامترهای انجماد از قبیل نرخ سرمایش، دمای جوانه­زنی، جوانه­زنی و فوق تبرید گرمای نهان فازی، محدوده انجماد و زمان کل انجماد؛ بود.

اختلاف دمایی بین دیواره و مناطق مرکزی (∆T = TW – TC) در طول انجماد تعیین شده، و منحنی ∆T در هر آزمایش رسم شد. اولین نقطه مینیمم در منحنی ∆T (یا اولین ماکزیمم در تفاوت دمایی) پس از جوانه­زنی برای تعیین DCP استفاده شده است. کسر جامد و نقطه دمایی مربوطه، $ f\_{s}^{DCP}$و TDCP، نیز محاسبه شدند. در این مقاله، تکنیک آنالیز حرارتی برای کمی کردن کسری از جامد در طی فرآیند انجماد نمونه آزمایش، استفاده شده است. مقدار گرمای حاصل از یک نمونه­ی آزمایش در حال انجماد می­تواند به عنوان ناحیه ادغام شده بین منحنی مشتق اول و منحنی صفر محاسبه شود (خط پایه). این مقدار حرارت متناسب با کسری از جامد است. دقت محاسبه به شدت به ارزیابی منحنی صفر، بستگی دارد. آنالیز ارائه شده در این مقاله برای محاسبه منحنی صفر براساس مدل نیوتنی توسط استفانسو[[6]](#footnote-6) و همکاران، اتخاذ شده است. بنابراین، برای تعیین کسری از جامد، منحنی سرمایش (CC)، منحنی مشتق اول و منحنی صفر (ZC) رسم شدند. سرانجام، کسری از جامد به صورت عددی از معادله (1) محاسبه شد:



Cp/L (ناحیه بین منحنی سرمایش و منحنی صفر در زمان t) است.



شکل 1. تنظیم ترموکوپل در قالب فولادی دیواره نازک.

جدول 1. ترکیب شیمیایی آلیاژ ریخته­گری آلومینیوم ACD12.



**نتایج و بحث**

**منحنی­های سرمایش**

شکل 2a منحنی سرمایش و مشتق اول آن در آلیاژ ADC12 را نشان می­دهد. لیکوئیدوس، یوتکتیک Al + Si و پست یوتکتیک مس، سه منطقه­ی مهم نشان داده شده در این نمودار هستند. منطقه بزرگنمایی شده­ی لیکوئیدوس در منحنی سرمایش و منحنی مشتق اول آن برای آلیاژ ADC12 در شکل 2b نشان داده شده است. مهم­ترین پارامترهای سرمایش در هر ناحیه از منحنی­های سرمایش قرار گرفته­اند. پارامترهای مختلفی که از منحنی­های سرمایش و فرعی اندازه­گیری می­شوند، پارامترهای لیکوئیدوس، محدوده انجماد، زمان کل انجماد و نقطه همدوسی دندریتی هستند. برای محاسبه نرخ سرمایش (CR)، شیب منحنی در محدوده دمایی 590-650 درجه سانتیگراد اندازه­گیری می­شود.

منحنی­های سرمایش ثبت شده برای آلیاژ ADC12 با نرخ­های مختلف سرمایش در شکل 3 نشان داده شده است. مشاهده می­شود که هنگام افزایش نرخ سرمایش، مناطق فازی مختلف جابجا می­شوند. این جابجایی پارامترهای مشخصه­ی آنالیز حرارتی به ویژه در منطقه لیکوئیدوس را تغییر می­دهد. با افزایش نرخ سرمایش، تیزی منحنی­های سرمایش کم­تر می­شود.

نرخ سرمایش متناسب با استخراج گرما از نمونه در حین انجماد است. بنابراین در نرخ سرمایش پایین (oC s-1 1.2) نرخ استخراج حرارت از نمونه نیز پایین بوده و شیب منحنی سرمایش اندک است. بنابراین، یک منحنی سرمایش گسترده ایجاد می­کند. اما در نرخ سرمایش بالا (oC s-1 7.2) نرخ استخراج حرارت از نمونه سریع بوده، شیب منحنی سرمایش تند است و باعث ایجاد منحنی سرمایش باریک می­شود.

**پارامترهای لیکوئیدوس**

شکل 4 اثر نرخ سرمایش را بر دمای جوانه­زنی (دمای لیکوئیدوس) آلیاژ ADC12 نشان می­دهد. وقتی که نرخ سرمایش از 1.2 به oC s-1 7.2 افزایش ­یابد، دمای لیکوئیدوس نیز از 621 به oC 642 افزایش می­یابد. افزایش نرخ سرمایش، استخراج حرارت را افزایش می­دهد. بنابراین، مذاب در دمای پایین­تر از نقطه ذوب تعادل خنک می­شود. این موقعیت جوانه­های بیشتری را به دلیل وجود فوق تبرید مناسب، فراهم می­کند تا جوانه بزنند. بنابراین، جوانه­زنی به آسانی و به سرعت ادامه می­یابد.

به عبارت دیگر، با کاهش دمای ذوب از نقطه ذوب تعادل، فاز جامد از نظر ترمودینامیکی پایدار شده و گذار مایع به جامد شروع می­شود. سرعت این گذار عمدتا به سرعت استخراج حرارت بستگی دارد. نرخ سرمایش بالاتر باعث می­شود که سرعت استخراج حرارت سریع­تر و فوق تبرید بیشتر باشد. این امر منجر به جوانه­زنی آسان­تر و سریع­تر که دمای جوانه­زنی یا دمای ذوب را افزایش می­دهد، می­شود. از طرف دیگر، دمای جوانه­زنی رابطه معکوسی با سد انرژی برای جوانه­زنی دارد. بنابراین، افزایش نرخ سرمایش سد انرژی را کاهش داده و منجر به دمای بالاتر جوانه­زنی می­شود. شبستری و ملکان، همچنین همین روند را برای آلیاژ 319 آلومینیوم ذکر کرده­اند.

دماهای جوانه­زنی و فوق تبرید گرمای نهان فازی، ∆TN,α و ∆TR,α، برای آلیاژ ACD12 در نرخ­های سرمایش مختلف همانطور که در شکل­های 5 و 6 نشان داده شده، اندازه­گیری شد. افزایش نرخ سرمایش از 1.2 به oC s-1 7.2، فوق تبرید جوانه­زنی را تا حدود oC 19.4 افزایش داده و فوق تبرید گرمای نهان فازی را از 3.41 به oC 0.5 کاهش می­دهد. نرخ سرمایش سریع باعث افزایش نرخ استخراج حرارت از مذاب شده و جوانه­های بیشتری در مذاب موجودند تا فعال شوند. شرایط رشد تسهیل می­شود. از طرف دیگر، با افزایش نرخ سرمایش، مذاب در دمای پایین­تر از دمای منحنی مذاب خنک می­شود و در نتیجه، جوانه­زنی فوق تبرید افزایش یافته و این باعث می­شود جوانه­زنی راحت­تر صورت گیرد. مشابه رشد بلوری، نیروی محرکه جوانه­زنی تابعی از فوق تبرید تولید شده طی فرآیند انجماد است. در صورتی که جوانه­های ناهمگن کافی وجود داشته باشد، فوق تبرید مشاهده شده به سختی از چند درجه تجاوز می­کند، اما هنگامی که مایع تصفیه می­شود، بدون تماس با این جوانه­ها، فوق تبرید نقش مهم­تری در جوانه­زنی ایفا می­کند. این میزان فوق تبرید با نرخ سرمایش بالاتر می­تواند فراهم شود. رابطه بین نرخ سرمایش و میزان فوق تبرید می­تواند بسیار کاربردی باشد، چرا که رابطه بین شرایط رشد (نرخ سرمایش) و پتانسیل جوانه­زنی (فوق تبرید جوانه­زنی) را نشان می­دهد. عمادی و وایتینگ[[7]](#footnote-7) و بکرود[[8]](#footnote-8) و همکاران نتایج مشابهی را گزارش کردند.

برخی محققان اظهار داشتند که تبادل حرارتی در ساختار ظریف کاهش می­یابد، زیرا در جوانه­زنی مناسب نیاز به گرمایش از بین می­رود. از آنجا كه سرمایش سريع منجر به جوانه­زنی نسبی می­شود، بنابراين انتظار مي­رود كه فوق تبرید گرمای نهان فازی كاهش يابد. از آنجا که تعیین ∆TR,α، در یک منحنی سرمایش آسان است، می­توان از رابطه نرخ سرمایش و فوق تبرید گرمای نهان فازی برای تعیین توانایی جوانه­زنی استفاده کرد. این نتایج با نتایج گزارش شده توسط آناتا[[9]](#footnote-9) و همکاران تأیید می­شود.



شکل 2. (a) منحنی سرمایش، منحنی مشتق اول و نمایش پارامترهای مشخصه برای آلیاژ ACD12 (b) ناحیه بزرگنمایی شده در منحنی سرمایش و منحنی مشتق اول آن برای آلیاژ ADC12.



شکل 3. منحنی­های سرمایش آلیاژ ADC12 در شرایط مختلف انجماد.



شکل 4. اثر نرخ سرمایش بر دمای جوانه­زنی.



شکل 5. اثر نرخ سرمایش بر دمای فوق تبرید جوانه­زنی.



شکل 6. اثر نرخ سرمایش بر دمای فوق تبرید گرمای نهان فازی.

**محدوده­ی انجماد و زمان کل انجماد**

محدوده­ی انجماد به عنوان اختلاف در دماهای بین اولین و آخرین انجماد مایع به جامد، تعریف می­شود. زمان انجماد نیز فاصله زمانی بین شروع و پایان انجماد است. شکل­های 7 و 8 به ترتیب اثر نرخ سرمایش بر محدوده­ی انجماد (∆Ts) و زمان انجماد (tf) را نشان می­دهد. با افزایش نرخ سرمایش از 1.2 به oC s-1 7.2، محدوده انجماد حدود oC 25 افزایش یافته، اما زمان کل انجماد حدود 452 ثانیه (حدود 7.5 دقیقه) کاهش می­یابد. همانطور که در شکل 3 دیده می­شود؛ با افزایش نرخ سرمایش، منحنی سرمایش به صورت عمودی کشیده شده و به صورت افقی فشرده می­شود. این اتفاق نتیجه توسعه سریع جبهه انجماد و ارتباط مستقیم آن با زمان سرمایش و محدوده گسترده­تر انجماد است. زمان انجماد مطابق با معادله (2) به نرخ سرمایش مربوط می­شود:

tf = A(C.R)-n (2)

در اینجا A و n ثابت­های معادله هستند.

محدوده­های انجماد برای تشکیل و رشد دندریت­های α-Al (∆Tα­ = TN,α – TN,Si)، یوتکتیک Al-Si (∆TSi = TN,Si – TN,Cu) و فاز غنی از مس (∆TCu = TN,Cu – Ts) در برابر نرخ سرمایش در شکل 9 رسم شده است. دیده می­شود که افزایش نرخ سرمایش، محدوده انجماد دندریت­های α-Al و تشکیل یوتکتیک Al-Si را افزایش داده، اما ∆TCu را کاهش می­دهد. بنابراین، در نرخ­های سرمایش بالا، حجم بیشتری از دندریت­های α-Al و یوتکتیک Al-Si تشکیل می­شود. اثر نرخ سرمایش بر زمان انجماد دندریت­های α-Al (tα)، یوتکتیک Al-Si (tSi) و فاز غنی از مس (tCu) در شکل 10 نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می­شود، کاهش در زمان کل انجماد در رشد شبکه دندریتی، یوتکتیک Al-Si و تشکیل فاز غنی از مس رخ داده و این کاهش در tα قابل توجه­تر است. همچنین گوری[[10]](#footnote-10)، کاهش زمان کل انجماد را به عنوان تابعی از نرخ سرمایش برای آلیاژهای 356 و 359 گزارش کرده است. محدوده انجماد و زمان کل انجماد، پارامترهای ورودی مهم برای هر مدل­سازی انجماد هستند.



شکل 7. اثر نرخ سرمایش بر محدوده انجماد.



شکل 8. اثر نرخ سرمایش بر زمان کل انجماد.



شکل 9 . اثر نرخ سرمایش بر محدوده انجماد فازهای مختلف.



شکل 10. اثر نرخ سرمایش بر زمان انجماد فازهای مختلف.

**نقطه همدوسی دندریت**

منحنی اختلاف دمایی معمولی بین دیواره و مرکز قالب در برابر زمان انجماد (منحنی ∆T) برای آلیاژ ADC12 در شکل 11 نشان داده شده است. مینیمم منحنی DCP است، چرا که رشد تصاعدی دندریت­ها در مرکز متوقف شده و سپس، منحنی ∆T شروع به بازگشت به حالت پایدار در مقدار تقریبی صفر درجه سانتیگراد می­کند، چرا که دندریت­ها در سرتاسر ریخته­گری ضخیم می­شوند.

یکی از مهم­ترین کاربردهای DCP در ریخته­گری، بهبود توانایی تغذیه­گذاری[[11]](#footnote-11) و کاهش تخلخل از طریق افزایش کسری جامد در نقطه همدوسی است. پس از DCP، مایع باید از میان چارچوب جامد دندریتی و فاصله­بندی مناطق عبور کند. بنابراین، تلاش برای به تعویق انداختن DCP و افزایش کسر جامد قبل از تشکیل اسکلت دندریتی به جلوگیری از ایجاد نواقص ریخته­گری کمک می­کند. کسرجامد در DCP آنقدر مهم است که کمپبل[[12]](#footnote-12) از آن به عنوان توانایی تغذیه­گذاری و شکل­پذیری تخلخل یاد کرد.

شکل 12 اثر نرخ سرمایش بر کسر جامد در DCP برای آلیاژ ADC12 را نشان می­دهد. مشاهده می­شود، هنگامی که نرخ سرمایش از 1.2 به oC s-1 7.2 افزایش می­یابد، کسر جامد در نقطه همدوسی حدود 11٪ افزایش می­یابد. افزایش نرخ رشد دندریت­ها و اندازه دانه ریزتر در نرخ­های سرمایش بالاتر ممکن است دلیل آن باشد، بنابراین ضربه بازوی دندریت در ساختارهای ظریف­تر و کسر بیشتر جامد رخ می­دهد.

اثر نرخ سرمایش بر زمان همدوسی دندریت در شکل 13 نشان داده شده است. با افزایش نرخ سرمایش از 1.2 به oC s-1 7.2، زمان همدوسی دندریت از 130 به 33 ثانیه کاهش می­یابد. این امر به دلیل شدت گرفتن نرخ جوانه­زنی است. از طرف دیگر، با افزایش نرخ سرمایش، تمام واکنش­ها در طول انجماد در فواصل زمانی کوتاه­تر اتفاق می­افتد. همچنین این نتایج مطابق با نتایج گزارش شده توسط فراهانی و همکاران، گوری و ساموئل و غنچه و فراهانی است. به منظور مطالعه DCP، محدوده دمایی TN - TDCP، مهم­تر از دماهای فردی TN یا TDCP است. شکل 14 اثر نرخ سرمایش بر اختلاف دمایی بین دماهای لیکوئیدوس و همدوسی (TN - TDCP) برای آلیاژ ADC12 را نشان می­دهد. هنگامی که نرخ سرمایش از 1.2 به oC s-1 7.2 افزایش می­یابد، TN – TDCP از 33.9 به 64.9 درجه سانتیگراد افزایش می­یابد.



شکل 11. (a) طرح اختلاف دمایی بین دیواره و مرکز قالب برای آلیاژ ACD12 (oC s-1 7.2). (b) روش محاسبه کسری از جامد در DCP (oC s-1 2).



شکل 12. اثر نرخ سرمایش بر کسر جامد در DCP برای آلیاژ ACD12.



شکل 13. اثر نرخ سرمایش بر زمان همدوسی دندریت برای آلیاژ ACD12.



شکل 14. اثر نرخ سرمایش بر اختلاف بین دماهای لیکوئیدوس و همدوسی (TN – TDCP).

**ریزساختار**

ریزساختار آلیاژ ACD12 در دو نرخ سرمایش 1.2 و oC s-1 7.2 در شکل 15 نشان داده شده است. ریزساختارهای آلیاژ شامل دندریت­های α-Al، سیلیکون یوتکتیک و فازهای بین فلزی از قبیل Al5FeSi (β-phase) دارای مورفولوژی سوزن مانند، Al15(Fe,Mn)3Si2 (α-phase) دارای مورفولوژی شبیه به متن چینی و ذرات Al2Cu (فاز غنی از مس)؛ است. افزایش نرخ سرمایش تمام خصوصیات ریزساختاری از جمله: سلول­های دندریتی، DAS، سیلیکون یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی را تصفیه می­کند.



شکل 15. ریز ساختار آلیاژ جامد شده­ی ACD12 در نرخ سرمایش: a,b) oC s-1 1.2، c,d) oC s-1 7.2.

**نتیجه­گیری**

اثر نرخ سرمایش بر پارامترهای انجماد و نقطه همدوسی دندریتی آلیاژ ریخته­گری آلومینیوم ADC12 بررسی شد. نتایج به شرح زیر خلاصه شده است:

1. پارامترهای انجماد تحت تاثیر نرخ سرمایش هستند. دمای تشکیل فازهای مختلف با افزایش نرخ سرمایش جابجا می­شود.

2. افزایش نرخ سرمایش به طور قابل توجهی دمای لیکوئیدوس، دمای فوق تبرید جوانه­زنی، محدوده­ی انجماد را افزایش داده و دمای فوق تبرید گرمای نهان فازی زمان کل انجماد را کاهش می­دهد.

3. افزایش نرخ سرمایش می­تواند فواصل دمایی همدوسی دندریتی (TN-TDCP) و همدوسی کسر جامد (($f\_{s}^{DCP}$ را به ترتیب حدود 31 درجه سانتیگراد و 11٪ افزایش دهد، اما زمان همدوسی (tDCP) از 130 به 30 ثانیه کاهش می­یابد. بنابراین، افزایش نرخ سرمایش همدوسی دندریت را به تعویق انداخته و دندریت­ها بعداً همدوس می­شوند.

4. تعیین DCP کاربردهای زیادی در ریخته­گری، فرآیندهای تغذیه و ریخته­گری فلز نیمه جامد دارد.

5. افزایش نرخ سرمایش تمام خصوصیات ریزساختاری شامل: سلول­های دندریت، DAS، سیلیکون یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی را تصفیه می­کند.

**References**

 1. Ba¨ckerud L, Chai G, Tamminen J. Solidification characteristics of aluminum alloys. Vol. 2. Foundry alloys. Stockholm, Sweden: AFS/Skanaluminium; 1990.

 2. Farahany S, Ourdjini A, Idris MH, Shabestari SG. Investigation of the effect of solidification conditions and silicon modifier/ refiner on the nucleation and growth of dendrites in near eutectic Al–Si–Cu–Fe alloy by thermal analysis. J Therm Anal Calorim. 2013;114:705–17.

3. Shabestari SG, Malekan M. Thermal analysis study of the effect of the cooling rate on the microstructure and solidification parameters of 319 aluminum alloy. Can Metall Q. 2005;44: 305–12.

4. Gowri S, Samuel FH. Effect of cooling rate on the solidification behavior of Al-7 Pct Si-SiCp metal-matrix composites. Metall Mater Trans A. 1992;23:3369–76.

5. Dobrzan´ski LA, Maniara R, Sokołowski J, Kasprzak W. Effect of cooling rate on the solidification behavior of AC AlSi7Cu2 alloy. J Mater Process Technol. 2007;191:317–20.

6. Hosseini VA, Shabestari SG, Gholizadeh R. Study of the cooling rate on the solidification parameters, microstructure, and mechanical properties of LM13 alloy using cooling curve thermal analysis technique. Mater Des. 2013;50:7–14.

 7. Mackay RI, Djurdjevic MB, Sokolowski JH. Effect of cooling rate on fraction solid of metallurgical reactions in 319 alloy. AFS Trans. 2000;108:521–30.

8. Ghoncheh MH, Shabestari SG, Abbasi MH. Effect of cooling rate on the microstructure and solidification characteristics of Al2024 alloy using computer-aided thermal analysis technique. J Therm Anal Calorim. 2014;117:1253–61.

9. Ghoncheh MH, Shabestari SG. Effect of Cooling Rate on the Dendrite Coherency Point during Solidification of Al2024 Alloy. Metall Mater Trans A. 2014;46:1287–99.

10. Malekan M, Shabestari SG. Effect of grain refinement on the dendrite coherency point during solidification of the A319 aluminum alloy. Metall Mater Trans A. 2009;40:3196–203.

11. Yuan L, Sullivan CO, Gourlay CM. Exploring dendrite coherency with the discrete element method. Acta Mater. 2012;60:1334–45.

12. Stangeland A, Mo A, Nielsen Ø, Eskin DG, Hamdi MM. Development of thermal strain in the coherent mushy zone during solidification of aluminum alloys. Metall Mater Trans A. 2004;35:2903–15.

13. Chavez-Zamarripa R, Ramos-Salas JA, Talamantes-Silva J, Valtierra S, Colas R. Determination of the dendrite coherency point during solidification by means of thermal diffusivity analysis. Metall Mater Trans A. 2007;38:1875–9.

14. Veldman NLM, Dahle AK, Stjohn DH, Arnberg L. Dendrite coherency of Al–Si–Cu alloys. Metall Mater Trans A. 2001;32:147–55.

 15. Arnberg L, Backerud L, Chai G. Solidification characteristics of aluminum alloys. Mater Sci Eng A. 1993;173:101–3.

16. Jiang H, Kierkus WT, Sokolowski JH. Determining dendrite coherency point characteristics of Al alloys using single-thermocouple technique. AFS Trans. 1999;68:169–72.

17. Arnberg L, Backerud L, Chai G. Solidification characteristics of aluminum alloys. Vol. 3. Dendrite Coherency. Des Plaines, IL: AFS; 1996.

18. Barlow JO, Stefanescu DM. Computer-aided cooling curve analysis revisited. AFS Trans. 1997;105:349–54. 19. Upadhya KG, Stefanescu DM, Lieu K, Yeager DP. AFS Trans. 1989;97:61–6.

20. Emadi D, Whiting LV. Determination of solidification characteristics of Al–Si alloys by thermal analysis. AFS Trans. 2002;110(02–033):285–96.

 21. Anantha Narayanan L, Samuel FH, Gruzleski JE. Thermal analysis studies on the effect of cooling rate on the microstructure of 319 aluminum alloys. AFS Trans. 1992;100:383–91.

22. Kumar P, Gaindhar JL. DAS, solidification time and mechanical properties of Al-11%Si alloys V-processed castings. AFS Trans. 1997;105:635–8.

23. Gowri S. Comparison of thermal analysis parameters of 356 and 359 alloys. AFS Trans. 1994;102:503–8. 24. Campbell J. Feeding mechanisms in castings. AFS Cast Metals Res J. 1969;5:1–8.

1. dendrite coherency point [↑](#footnote-ref-1)
2. dendrite arm spacing [↑](#footnote-ref-2)
3. undercooling [↑](#footnote-ref-3)
4. macrosegregation, [↑](#footnote-ref-4)
5. recalescence [↑](#footnote-ref-5)
6. Stefanescu [↑](#footnote-ref-6)
7. Whiting [↑](#footnote-ref-7)
8. Backerud [↑](#footnote-ref-8)
9. Anantha Narayanan [↑](#footnote-ref-9)
10. Gowri [↑](#footnote-ref-10)
11. risering [↑](#footnote-ref-11)
12. Campbell [↑](#footnote-ref-12)