



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی اثر دمای فوق ذوب و اصلاح‌سازی بر انتقال رشد ستونی به هم‌محور آلیاژ یوتکتیک Al-Si

مرتضی امیری^۱، بهمن کروجی^{۲*}

۱- دانش‌آموخته کارشناسی ارشد مهندسی مواد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری.

۲- دانشیار گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری

* نویسنده مکاتبه کننده: Email: b.korojy@hsu.ac.ir

چکیده:

خواص قطعات ریختگی تحت تاثیر ریزساختار و درشت ساختار آنها است. هرگونه تغییر در ساختار حین انجماد می‌تواند باعث ناهمگنی در خواص قطعه‌ی ریختگی شود. از جمله این تغییرات می‌توان به تبدیل ساختار ستونی به هم‌محور اشاره نمود. در این پژوهش اثر دمای فوق ذوب و اصلاح‌سازی بر انتقال رشد ستونی به هم‌محور در انجماد جهت‌دار آلیاژ آلومینیم-سیلیسیم یوتکتیکی مورد بررسی قرار گرفت. مذاب آلیاژ از دماهای ۵۹۰، ۶۳۰، ۶۶۰ و ۷۳۰ درجه سانتی‌گراد در سامانه‌ی انجماد جهت‌دار تا دمای محیط سرد شد. دماسنجی از ۶ نقطه با فاصله مشخص از سطح خنک کننده به منظور تخمین سرعت سرد شدن و محاسبه شیب دمایی و سرعت رشد انجام شد. درشت ساختار به منظور بررسی نحوه رشد دانه‌ها و تعیین منطقه انتقال از دانه‌های ستونی به هم‌محور و ریزساختار به منظور بررسی تغییر مورفولوژی رشد یوتکتیک مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهد که انتقال از رشد ستونی به هم‌محور در سرعت سرد شدن کمتر از ۰/۱۳ K/s انجام می‌گردد. با افزودن استرانسیم به میزان ۰/۰۵ درصد وزنی به مذاب به منظور اصلاح مورفولوژی سیلیسیم یوتکتیک، انتقال از رشد ستونی به هم‌محور در سرعت سرد کردن ۰/۲۱ K/s اتفاق افتاد.

تاریخ دریافت: ۱۹ اسفند ۱۴۰۲

تاریخ بازنگری: ۳۰ اردیبهشت ۱۴۰۳

تاریخ پذیرش: ۰۸ خرداد ۱۴۰۳

واژه‌های کلیدی:

رشد ستونی،

رشد هم‌محور،

فوق ذوب،

اصلاح‌سازی،

آلومینیم-سیلیسیم یوتکتیک.

ارجاع به این مقاله:

مرتضی امیری، بهمن کروجی، بررسی اثر دمای فوق ذوب و اصلاح‌سازی بر انتقال رشد ستونی به هم‌محور آلیاژ یوتکتیک Al-Si، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار و تابستان ۱۴۰۳، جلد ۸، شماره ۱، صفحات ۵-۱۵.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/frj.2024.445351.1193

۱- مقدمه

برای توضیح این پدیده معرفی شدند از آن جمله می‌توان به جوانه‌زنی ناهمگن در مذاب تحت تبرید شده [۴-۵]، شناور شدن دانه‌های سطحی و تشکیل دانه‌های هم‌محور به‌خاطر شکسته شدن بازوهای دندریتی اشاره کرد [۶-۸]. در تحقیقات مختلف گزارش شده است که CET به شرایط مربوط به فرایند ریخته‌گری بستگی دارد. این عوامل شامل نوع و ترکیب شیمیایی آلیاژ، فوق‌ذوب، دمای قالب، جنس قالب، ضرایب انتقال حرارت در فصل مشترک فلز/قالب، نرخ سرد شدن، حجم ریخته‌گری، جریان مذاب، هدایت مذاب و غلظت ذرات جوانه‌زا است [۹-۱۱].

آلیاژهای فلزی ساختارهای متنوعی را در طول انجماد نشان می‌دهند. از میان این ساختارها، ساختار دندریتی ستونی^۱ و یا هم‌محور^۲ رایج‌ترند. تحقیقات زیادی برای کنترل رشد هم‌محور انجام شده است. اگر تعداد دانه‌های هم‌محور در مرحله‌ای از انجماد به اندازه کافی زیاد باشد، می‌تواند باعث جلوگیری از رشد دانه‌های ستونی شود و با بروز پدیده‌ی تبدیل رشد ستونی به هم‌محور (CET^۳) همراه باشد [۱-۳]. بروز پدیده‌ی CET در طی انجماد سال‌ها مورد تحقیق قرار گرفته‌است. برخی از تئوری‌ها

³ Columnar to Equiaxed Transformation, CET

¹ Columnar

² Equiaxed

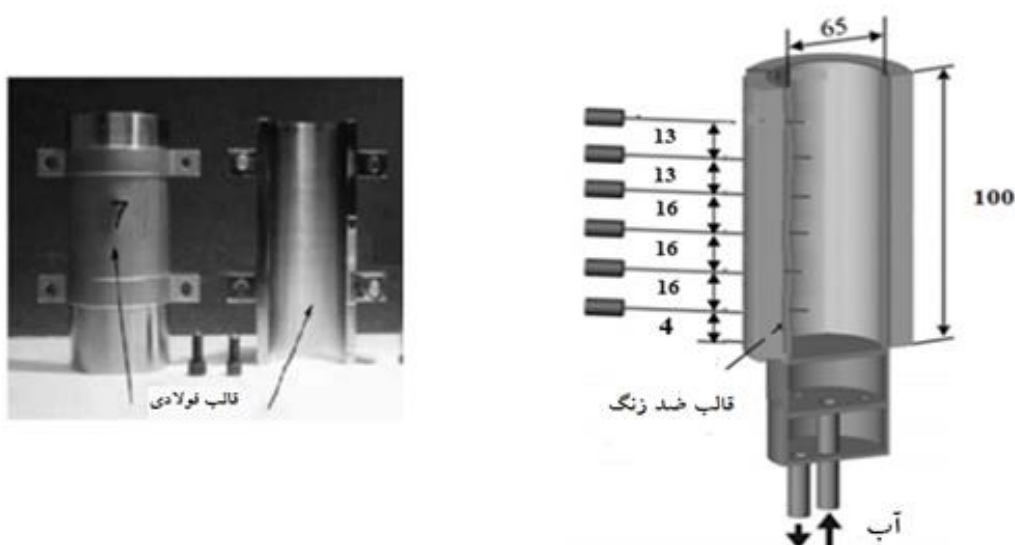
انجماد جهت‌دار هم دما شده بود. قالب مذکور بخشی از سامانه انجماد جهت‌دار است که نمای آن در شکل ۱ آورده شده است. سامانه انجماد جهت‌دار شامل کوره مقاومتی، قالب و صفحه‌ی آبگرد متصل به کف قالب است. دمای مذاب حین انجماد از شش نقطه مشخص شده در شکل ۱ با ترموکوپل‌های نوع K اندازه‌گیری شد. به‌منظور جلوگیری از اتصال ترموکوپل به مذاب از غلاف کوارتزی استفاده شد.

برای شروع فرایند سرمایش از دماهای فوق ذوب ۵۹۰، ۶۳۰، ۶۶۰ و ۷۳۰ درجه سانتی‌گراد، جریان آب در کف قالب برقرار شده و تا انتهای انجماد ادامه یافت. در حین سرد شدن تغییرات دما توسط دستگاه ثبات مدل LOGOSCREEN 500 Cf ثبت شد. بعد از اتمام انجماد، داده‌های ثبت‌شده به نرم‌افزار PCA3000 انتقال داده شد. برای بررسی اثر اصلاح‌سازی بر پدیده CET یک نمونه با افزودن ۰/۰۵ درصد وزنی استرانسیم از طریق آمیزان Al-10 wt% Sr تحت انجماد جهت‌دار از دمای فوق ذوب ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد قرار گرفت. نمونه‌ها برای متالوگرافی در جهت طولی برش داده شدند. یک سمت نمونه برای بررسی تأثیر سرعت سرد شدن بر انتقال رشد ستونی به هم‌محور بعد از سنباده‌زنی و پرداخت، توسط محلول حکاکی درشت ساختار (1 ml HF, 33 ml HCL, 66 ml HNO₃) حکاکی شد. سمت دیگر نمونه برای بررسی ریزساختار که شامل: تأثیر سرعت سرد شدن بر مورفولوژی سیلیسیم و میزان آلومینیم اولیه در ریزساختارهای اصلاح‌شده و اصلاح‌نشده است، با استفاده از میکروسکوپ نوری بررسی و تصویربرداری شد. تصاویر گرفته‌شده با استفاده از نرم‌افزار MIP4 مورد ارزیابی کمی قرار گرفتند.

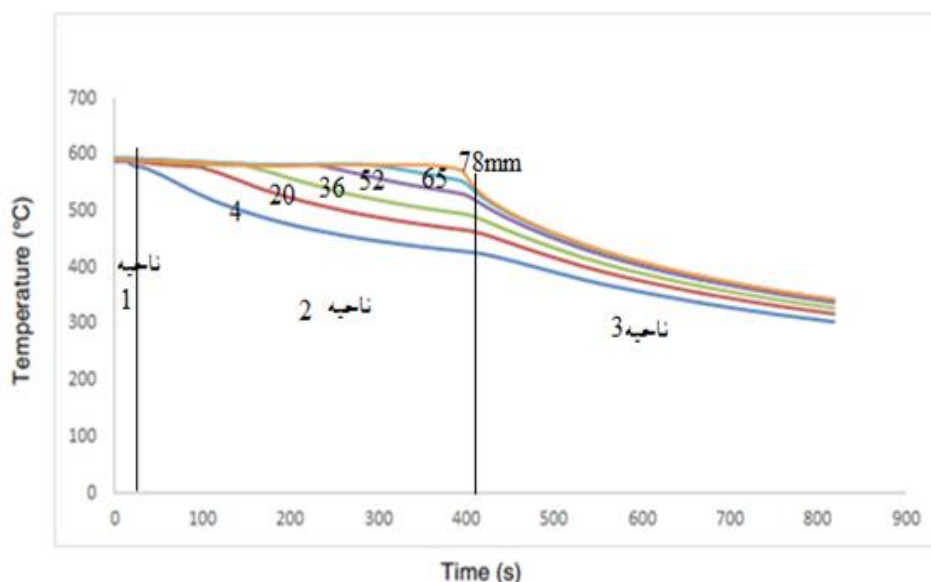
آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم به دلیل قابلیت ریخته‌گری عالی، مقاومت در برابر خوردگی خوب و قابلیت ماشین‌کاری جزو پرکاربردترین آلیاژهای ریختگی آلومینیم هستند [۱۲]. از این رو و با توجه به اینکه تاکنون تحقیقاتی در مورد اثر دما، اصلاح‌کننده (استرانسیم) و شیب دمایی در انتقال دانه ستونی به هم‌محور هنگام انجماد جهت‌دار در آلیاژ یوتکتیک آلومینیم - سیلیسیم منتشر نشده است، بنابراین در این پژوهش انتقال رشد ستونی به هم‌محور از نظر تأثیر عوامل ذکر شده در آلیاژ یوتکتیکی آلومینیم - سیلیسیم مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور، مذاب آلیاژ یوتکتیکی آلومینیم - سیلیسیم از دماهای مختلف فوق‌ذوب تحت شرایط انجماد جهت‌دار تا دمای محیط سرد گردید. اندازه‌گیری دمای نمونه بر حسب زمان در طول نمونه انجماد جهت‌دار انجام شد. همچنین به منظور بررسی اثر اصلاح ساختار یوتکتیک بر تبدیل رشد ستونی به هم‌محور، نمونه‌ای حاوی ۰/۰۵ درصد وزنی استرانسیم نیز تحت انجماد جهت‌دار قرار گرفت. بررسی ریزساختار و تغییرات دمایی در حین انجماد نمونه‌ها نشان می‌دهد که با افزایش دمای فوق‌ذوب و اصلاح ساختار یوتکتیک با افزودن استرانسیم، تبدیل رشد ستونی به هم‌محور به تعویق می‌افتد.

۲- نحوه‌ی انجام آزمایش

میزان ۵۰۰ گرم از آلیاژ Al-۱۲/۶ wt.%Si با استفاده از کوره مقاومتی در دمای ۸۰۰°C ذوب شد. در طی فرایند ذوب و به منظور حفاظت از مذاب جریان گاز آرگن به میزان ۱ لیتر بر دقیقه به داخل بوته دمیده شد. سپس مذاب به قالب فلزی از جنس فولاد زنگ‌نزن (SAE304) منتقل شد که با محیط کوره



شکل ۱- قالب استوانه‌ای مورد استفاده در سامانه انجماد جهت‌دار (ابعاد به میلی‌متر).



شکل ۲- نمودار سردشدن تجربی برای نمونه سرد شده از دمای فوق ذوب 590°C .

۳- نتایج و بحث

۳-۱- نمودارهای سردشدن

نمودار سردشدن نقاط ششگانه نمونه‌ای که از دمای 590°C درجه سانتی گراد سرد شده در شکل ۲ آورده شده است. نمودارهای سردشدن شامل سه قسمت شامل ناحیه سردشدن قبل از شروع انجماد، ناحیه سردشدن حین انجماد و ناحیه سردشدن بعد از پایان انجماد است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود نمودارهای سردشدن بسته به نزدیکی به سطح خنک کننده دارای شیب بیشتری است. لذا با دور شدن از سطح خنک‌کننده، سرعت سردشدن و شیب‌دمایی کاهش می‌یابد.

۳-۲- اثر دمای فوق ذوب بردرشت ساختار

دمای فوق ذوب در نوع و شکل ساختار ستونی و هم‌محور تأثیرگذار است. شکل ۳ تصاویر درشت ساختار مربوط به چهار نمونه‌ی منجمد شده از دماهای فوق ذوب مختلف را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل ۳-الف مشاهده می‌شود، نمونه سرد شده از دمای 590°C که دارای حداقل 13°C فوق ذوب است در مراحل اولیه انجماد ساختار ستونی و بعد از آن با فاصله گرفتن از سطح خنک کننده ساختار هم‌محور را نشان می‌دهد. با توجه به اینکه انتقال حرارت فقط از کف قالب صورت می‌گیرد، جوانه‌هایی که جهات رشد کریستالی مرجح آنها در خلاف جهت انتقال حرارت قرار دارند، رشد می‌کنند و دانه‌های ستونی را تشکیل می‌دهند. در قسمت‌هایی از مذاب که در فواصل نزدیک به سطح خنک کننده قرار دارند، به دلیل بالا بودن سرعت سردشدن، رشد ستونی حفظ خواهد شد [۱۳]. اما با فاصله گرفتن از کف قالب، بدلیل اینکه میزان فوق ذوب 13°C

نتوانسته شیب‌دمایی لازم برای رشد ستونی را حفظ نماید و با توسعه تحت تبرید در مذاب، شرایط برای جوانه‌زنی مجدد و ایجاد دانه‌های هم‌محور در جلوی جبهه‌ی رشد ستونی فراهم می‌شود و رشد هم‌محور آغاز می‌گردد. این نحوه رشد تا انتهای انجماد نمونه ادامه خواهد داشت. CET در این نمونه در ارتفاع 33mm از کف قالب مشاهده شد.

سرعت سردشدن در مناطق ترموکوپل گذاری شده نمونه‌ها در جدول ۱ آورده شده است. سرعت سردشدن در نزدیک کف قالب (مربوط به موقعیت ترموکوپل در فاصله ۴ میلیمتری از سطح خنک کننده) حداقل 0.3939 K/s است. سرعت سردشدن از ترموکوپل‌های ۱ به ۶ کاهش می‌یابد. سرعت سردشدن در ترموکوپل ۶ به حداقل 0.341 K/s رسیده است. با توجه به بررسی‌های درشت ساختار (شکل ۳)، سرعت سرمایش در نمونه با دمای شروع سرد کردن 590°C بین 0.822 تا 0.3939 K/s منجر به رشد ستونی و سرعت سرمایش کمتر از 0.822 K/s باشد رشد هم‌محور را به دنبال داشته است.

افزایش دمای فوق ذوب از 590°C به 630°C ، افزایش شیب‌دمایی را در پی داشته است. افزایش شیب‌دمایی و به دنبال آن افزایش سرعت سردشدن موضعی باعث پایداری جبهه‌ی رشد ستونی شده و مانع جوانه‌زنی دانه‌های هم‌محور می‌شود [۹]، در نتیجه پدیده‌ی CET در نمونه‌ی 630°C دیرتر از نمونه با دمای 590°C اتفاق می‌افتد. همان‌طور که در شکل ۳-ب مشاهده می‌شود دانه‌های ستونی تا ارتفاع 44mm از کف قالب رشد کرده‌اند و بعد از آن جوانه‌زنی و رشد دانه‌های هم‌محور آغاز شده است. طبق جدول ۱، سرعت سردشدن نمونه 630°C در کف قالب 0.688 K/s و با دور شدن از کف قالب سرعت سردشدن کاهش

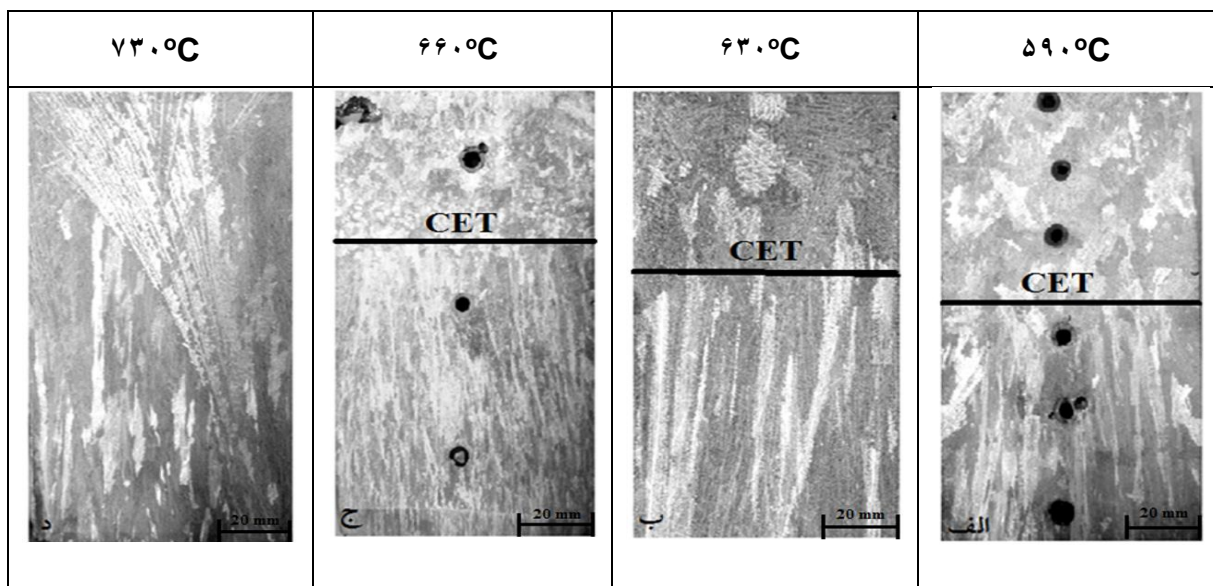
اطمینان از صحت آزمایش، ۴ نمونه با فوق ذوب 730°C منجمد شد و در هر ۴ نمونه رشد پر شکل مشاهده شد. با این وجود می توان گفت با افزایش دمای بارریزی تا 730°C تمامی نمونه ها به صورت ستونی رشد کرده است. با توجه به جدول ۱ سرعت سرد شدن در نمونه 730°C در کف قالب $1/152 \text{ K/s}$ است و با فاصله گرفتن از کف قالب، سرعت سرد شدن کاهش می یابد. با توجه به بررسی های انجام شده می توان نتیجه گرفت که CET در آلیاژ یوتکتیک Al-Si در سرعت سرد شدن کمتر از $0/13 \text{ K/s}$ رخ می دهد. پرس و همکارانش [۱۶] سرعت سرد شدن بحرانی برای آلیاژ آلومینیم-سیلیسیم ماقبل یوتکتیک را حدود $0/2 \text{ K/s}$ گزارش داده اند. علت این اختلاف، به میزان سیلیسیم موجود در آلیاژ یوتکتیک برمی گردد. با توجه به تصاویر شکل ۳ و داده های جدول ۱ می توان نتیجه گرفت که با افزایش دمای فوق ذوب که افزایش سرعت سرد شدن را به همراه دارد، CET دیرتر اتفاق می افتد. آرس و همکارانش [۱۷ و ۱۳] و همچنین سیکویرا و همکارانش [۱۸] نیز به این نتیجه رسیدند که با افزایش سرعت سرد شدن CET دیرتر اتفاق می افتد.

شکل ۴ تصاویر درشت ساختار نمونه های یوتکتیک Al-Si اصلاح شده و اصلاح نشده با فوق ذوب 660°C را نشان می دهد. با مقایسه ی بین این دو نمونه، می توان نتیجه گرفت که با اصلاح سازی، ناحیه ستونی بیشتر و ناحیه ی هم محور کمتر شده و در نتیجه CET دیرتر اتفاق افتاده است. CET در نمونه ی اصلاح نشده (شکل ۴-الف) در ارتفاع 53 mm و در نمونه ی اصلاح شده (شکل ۴-ب) در ارتفاع 68 mm از کف قالب اتفاق افتاده است.

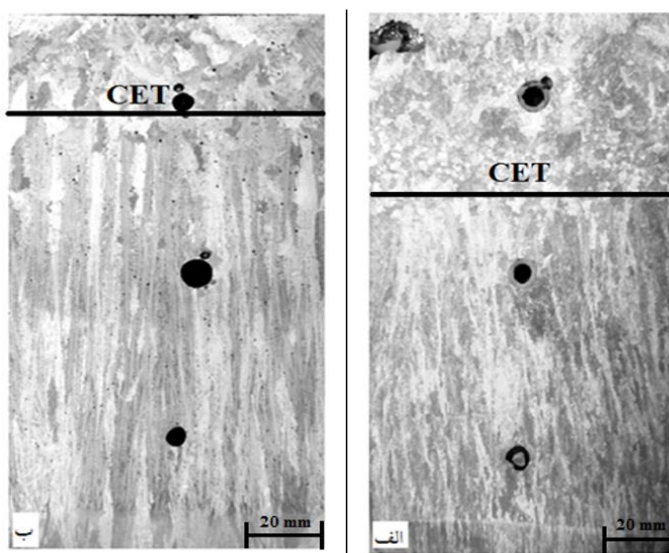
می یابد که در نزدیک سطح فوقانی نمونه به $0/923 \text{ K/s}$ می رسد. با توجه به تصاویر شکل ۳ و داده های جدول ۱ در سرعت سرد شدن بین $0/141$ تا $0/688 \text{ K/s}$ رشد ستونی و در سرعت سرمایش کمتر از $0/141 \text{ K/s}$ رشد هم محور دیده بود. با افزایش سرعت سرد شدن رشد ستونی پایدارتر می شود و همان طور که در شکل ۳-ج مشاهده می شود، CET در نمونه ی 660°C نسبت به نمونه ی 630°C و 590°C دیرتر و در ارتفاع 33 mm از کف قالب پدید آمده است. همان طور که در جدول ۱ مشاهده می شود، سرعت سرد شدن نمونه ی 660°C در نزدیک سطح خنک کننده $0/965 \text{ K/s}$ است و با فاصله گرفتن از کف قالب و در نزدیکی سطح فوقانی قالب سرعت سرد شدن به $0/109 \text{ K/s}$ کاهش می یابد. درشت ساختار این نمونه نشان می دهد که رشد ستونی در سرعت سرد شدن بین $0/965$ تا $0/153 \text{ K/s}$ اتفاق افتاده است. زمانی که دمای فوق ذوب به 730°C می رسد به علت افزایش سرعت سرد شدن، رشد پر شکل (دوقلویی) اتفاق می افتد [۱۴]. این رشد هنگامی که انتقال حرارت از طریق همرفت صورت گیرد بوسیله نیروهای برشی درون مذاب افزایش می یابد. از طرف دیگر عناصر حل شونده با ساختار HCP یا عناصر FCC با انرژی نقص چیده شدن کم می توانند تشکیل این مورفولوژی را ترویج دهند. به طور کلی به محض جوانه زن دندریته های دوقلویی شده، رشد دانه های پر شکل شروع می شود و مجموعه ای از لایه های دوقلویی شده و دوقلویی نشده تشکیل می شوند، که با توجه به شیب دمایی جهات رشد آنها تغییر می کند [۱۲]. همانطور که در شکل ۳-د مشاهده می شود قسمتی از نمونه دارای رشد پر شکل بوده و قسمتی از آن دارای رشد ستونی است. برای

جدول ۱- سرعت سرد شدن در مناطق مختلف حین انجماد جهت دار در نمونه های سرد شده از دمای فوق ذوب مختلف

سرعت سرد شدن (K/S)					
$660^{\circ}\text{C}+\text{Sr}$	730°C	660°C	630°C	590°C	دمای فوق ذوب / موقعیت زئومتریال (mm)
$1/729$	$1/152$	$0/965$	$0/688$	$0/3939$	۴
$0/500$	$0/343$	$0/329$	$0/315$	$0/130$	۲۰
$0/314$	$0/224$	$0/211$	$0/196$	$0/822$	۳۶
$0/247$	$0/230$	$0/153$	$0/141$	$0/526$	۵۲
$0/211$	$0/153$	$0/130$	$0/114$	$0/414$	۶۶
$0/178$	$0/134$	$0/109$	$0/923$	$0/341$	۷۹



شکل ۳- تصاویر درشت ساختار نمونه‌های سرد شده از دمای فوق ذوب: الف) ۵۹۰°C (ب) ۶۳۰°C (ج) ۶۶۰°C (د) ۷۳۰°C



شکل ۴- تصاویر درشت ساختار آلیاژ یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم با فوق ذوب ۶۶۰°C: الف) اصلاح نشده و ب) اصلاح شده

ترموکوپل به ترموکوپل دیگر با استفاده از رابطه ۱ محاسبه می‌شود [۱۵]:

$$R = (x_2 - x_1) / (t_2 - t_1) \quad (1)$$

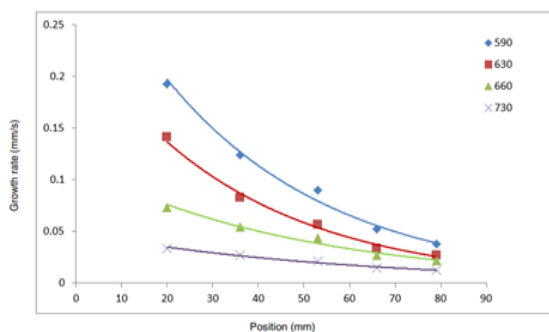
که در آن، $x_2 - x_1$ فاصله بین دو موقعیت ترموکوپل ۱ و ۲ و $t_2 - t_1$ زمان لازم برای جابجایی جبهه انجماد از موقعیت ۱ به موقعیت ۲ است. نرخ رشد در موقعیت‌های مختلف بر اساس اطلاعات بدست آمده از ترموکوپل‌ها محاسبه و نتایج در شکل ۵ آورده شده است. همانطور که در این شکل دیده می‌شود نرخ رشد جامد از نزدیک سطح سردکننده تا سطح فوقانی روند کاهشی را نشان می‌دهد. همچنین با افزایش دمای فوق ذوب زمان لازم برای جابجایی جبهه انجماد ($t_2 - t_1$) افزایش و در

با توجه به اینکه در آلیاژهای آلومینیم - سیلیسیم گرمای نهان آزاد شده حین انجماد مذاب اصلاح شده نسبت به مذاب اصلاح نشده با استرانسیم کمتر است [۱۴]، در نتیجه سرعت سرد شدن نسبت به نمونه‌ی اصلاح نشده افزایش می‌یابد. سرعت سرد شدن در کف قالب $1/729 \text{ K/s}$ و در سطح فوقانی آن $0/178 \text{ K/s}$ است. با توجه به تصاویر درشت ساختار نمونه‌ها در شکل ۴ و داده‌های جدول ۱، در سرعت سرد شدن بین $0/211$ و $1/729 \text{ K/s}$ رشد ستونی و در سرعت سرمایش کمتر از $0/211 \text{ K/s}$ باشد رشد هم‌محور اتفاق افتاد.

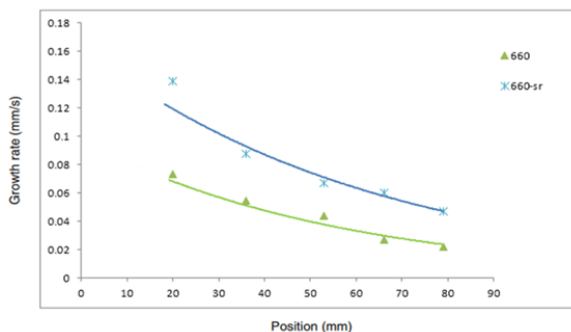
۳-۳- تأثیر فوق ذوب بر نرخ رشد

نرخ رشد (R) با استفاده از داده‌های منحنی‌های سرد شدن و میزان زمان سپری شده برای حرکت جبهه انجماد از یک

و جوانه‌های بوجود آمده با توجه به شرایط مذاب می‌توانند به صورت مجزا و در همه جهات رشد نموده و ساختار هم‌محور را بوجود آورند.



شکل ۵- نرخ رشد (R) آلیاژهای یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم با دماهای مختلف فوق ذوب.



شکل ۶- نرخ رشد (R) برای آلیاژ یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم اصلاح‌شده و اصلاح‌نشده با دمای فوق ذوب ۶۶۰°C

۳-۴- تأثیر فوق ذوب بر شیب دمایی

تغییرات شیب دمایی (G) تابع موقعیت مذاب نسبت به سطح خنک‌کننده و دمای ذوب ریزی است که از رابطه ۲ قابل محاسبه است: [۱۵]:

$$G_L = \frac{T' - T_L}{x' - x_L} \quad (2)$$

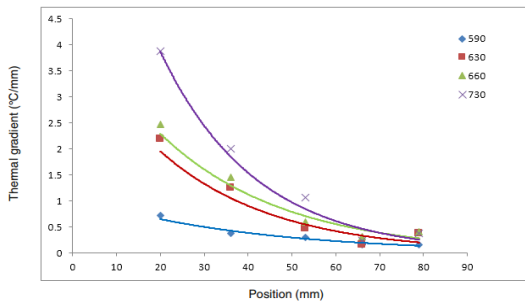
در این رابطه T_L درجه حرارت مذاب، x_L موقعیت خط لیکوئیدوس، T' درجه حرارت در یک موقعیت (x') پیش از موقعیت خط لیکوئیدوس هستند. همانطور که اشاره شد شیب دمایی وابسته به دو متغیر فاصله از سطح خنک‌کننده و دمای ذوب ریزی است. هرچه مذاب از سطح خنک‌کننده دورتر شود شیب دمایی کاهش می‌یابد، چون در نزدیک سطح خنک‌کننده اختلاف T_L و T' بیشترین مقدار بوده در نتیجه شیب دمایی دارای حداکثر مقدار است. با فاصله گرفتن از سطح خنک‌کننده اختلاف T_L و T' کاهش می‌یابد در نتیجه شیب دمایی کاهش می‌یابد. افزایش دمای فوق ذوب باعث افزایش شیب دمایی

نتیجه نرخ رشد کاهش می‌یابد. محاسبات انجام شده بر اساس نمودار مربوط به نمونه با دمای فوق ذوب ۵۹۰°C (شکل ۵) نشان می‌دهد که نرخ رشد بین ترموکوپل ۲ و ۱، ۰/۱۹۲ mm/s است. با فاصله گرفتن از کف قالب نرخ رشد کاهش می‌یابد، به گونه‌ای که نرخ رشد بین ترموکوپل ۵ و ۶ به ۰/۰۳۸۱ mm/s می‌رسد. با توجه به درشت ساختار نمونه (شکل ۳-الف) می‌توان نتیجه گرفت که برای نرخ رشد بین ۰/۱۲۴ و ۰/۱۹۲ mm/s رشد ستونی و در نرخ رشد کمتر از ۰/۱۲۴ mm/s رشد هم‌محور دیده شد. منحنی مربوط به نمونه ۶۳۰°C نشان دهنده نرخ رشد کمتری نسبت به نمونه ۵۹۰°C است. در این نمونه بیشترین نرخ رشد نزدیک به سطح خنک‌کننده بوده که برابر ۰/۱۴۱ و کمترین آن مربوط به ناحیه نزدیک به سطح فوقانی قالب بوده که برابر ۰/۰۲۷ mm/s است. با توجه به درشت ساختار (شکل ۳-ب) می‌توان نتیجه گرفت در نرخ رشد بین ۰/۰۵۷ و ۰/۱۴۱ mm/s رشد ستونی و در کمتر از ۰/۰۵۷ mm/s باشد رشد هم‌محور مشاهده شد. با افزایش دمای فوق ذوب به ۶۶۰°C نرخ رشد جبهه انجماد کاهش یافته و با در نظر گرفتن درشت ساختار (شکل ۳-ج) رشد ستونی در این نمونه در نرخ رشد بین ۰/۰۴۳ و ۰/۰۷۳۳ mm/s اتفاق افتاده است. اگر نرخ رشد کمتر از ۰/۰۴۳ mm/s باشد، درشت ساختار شامل دانه‌های هم‌محور است. نمونه مربوط به دمای ۷۳۰°C دارای بیشترین دما و کمترین نرخ رشد است که علت آن را می‌توان میزان فوق ذوب بالا دانست. همان‌طور که در شکل ۳-د مشاهده می‌شود تمام نمونه دارای ساختار ستونی است که نرخ رشد آن بین ۰/۰۳۳ و ۰/۰۱۲۷ mm/s محاسبه شده است.

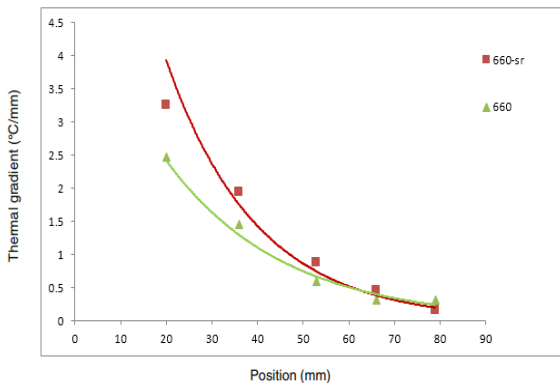
منحنی نرخ رشد نمونه‌های یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم اصلاح‌شده و اصلاح‌نشده با فوق ذوب ۶۶۰°C در شکل ۶ آورده شده است. با مقایسه بین این دو نمونه می‌توان نتیجه گرفت که با اصلاح‌سازی نرخ رشد افزایش می‌یابد. همان‌گونه که قبلاً اشاره شد با توجه به اختلاف گرمای نهان ذوب آزاد شده حین انجماد آلیاژ آلومینیم-سیلیسیم اصلاح شده با استرانسیم و مذاب اصلاح نشده [۱۳]، زمان لازم برای انتقال حرارت کمتر و به تبع آن t_2-t_1 کمتر خواهد شد، در نتیجه جبهه انجماد سریعتر حرکت می‌کند. با توجه به درشت ساختار (شکل ۳-ب) در نرخ رشد بین ۰/۱۳۹ و ۰/۰۵۹۹ mm/s رشد ستونی و اگر نرخ رشد کمتر از ۰/۰۵۹۹ mm/s باشد رشد هم‌محور پایدار شده است. رادریگوس و همکارانش [۱۵] و گاندین و همکارانش [۱] نیز به این نتیجه رسیدند که با کاهش نرخ رشد، امکان جوانه‌زنی مجدد و رشد دانه‌های هم‌محور فراهم می‌شود و در نتیجه رشد ستونی با ایجاد موانع بر سر راه آن متوقف شده

منفی است. با توجه به شکل‌های ۳ و ۷ می‌توان به این نتیجه رسید که شیب دمایی در CET مؤثر بوده و کاهش شیب دمایی منجر به جوانه‌زنی دانه‌های هم‌محور شده و CET اتفاق می‌افتد. دانه‌های ستونی در شیب دمایی‌های بالا و دانه‌های هم‌محور در شیب دمایی پایین تشکیل می‌شود [۱].

نمودار مربوط به شیب دمایی آلیاژ یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم اصلاح‌نشده و اصلاح‌شده در شکل ۸ آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود نمودار مربوط به نمونه اصلاح‌شده نسبت به اصلاح‌نشده در موقعیت بالاتری قرار گرفته است. با توجه به اینکه فرایند سردشدن هر دو نمونه یکسان بوده، علت افزایش شیب‌دمایی در نمونه اصلاح شده را می‌توان به گرمای نهان ذوب آزاد شده کمتر آن در حین انجماد نسبت داد [۱۴]. در این شرایط با افزایش میزان $T - T_L$ ، شیب دمایی نیز افزایش می‌یابد. در آلیاژ اصلاح شده اگر شیب دمایی بین 0.307 و 0.312 °C/mm باشد، رشد ستونی و اگر کمتر از 0.307 °C/mm باشد، رشد هم‌محور است. شیب دمایی در ناحیه رشد هم محور در دو آلیاژ مشابه هم است. همچنین می‌توان نتیجه گرفت با اصلاح سازی شیب دمایی افزایش می‌یابد و در نتیجه رشد ستونی پایدارتر و CET در فاصله ای دور تر از سطح خنک کننده اتفاق می‌افتد.



شکل ۷- شیب‌دمایی آلیاژهای یوتکتیک آلومینیم- سیلیسیم ذوب‌ریزی شده در دماهای مختلف فوق ذوب.



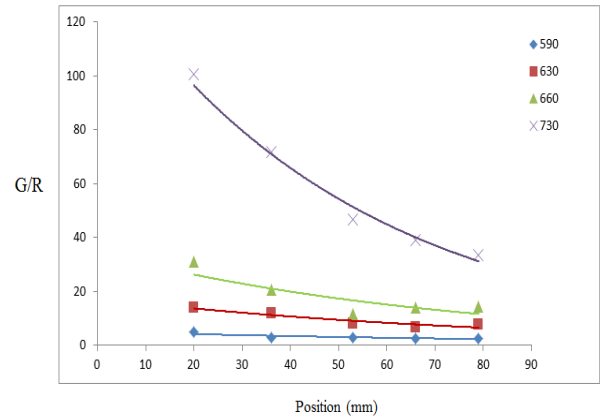
شکل ۸- شیب‌دمایی (G) آلیاژهای یوتکتیک آلومینیم- سیلیسیم اصلاح شده و اصلاح نشده با دمای فوق ذوب ۶۶۰°C.

می‌شود زیرا اختلاف دمای بین سامانه آبگرد و دمای مذاب افزایش یافته و در نتیجه حاصل $T - T_L$ افزایش می‌یابد.

شکل ۷ تغییرات شیب دمایی را برای نمونه‌های مختلف نشان می‌دهد. منحنی شیب‌دمایی مربوط به نمونه 590°C در شکل ۷ کمترین مقادیر را در بین نمونه‌ها نشان می‌دهد. شیب دمایی در کف قالب دارای بیشترین مقدار و با دور شدن از کف قالب شیب دمایی رفته رفته کاهش می‌یابد. دانه‌های ستونی در شیب‌های دمایی بالا و دانه‌های هم محور در شیب‌های دمایی پایین تشکیل می‌شوند [۱۹]. با توجه به تصاویر درشت ساختار (شکل ۳) برای نمونه 590°C در شیب دمایی بین 0.375 و 0.625 °C/mm رشد ستونی و برای شیب دمایی کمتر از 0.375 °C/mm، رشد هم‌محور دیده شد. با افزایش دمای بارریزی از 590 به 630°C شیب دمایی در کف قالب از 0.625 به 2.187 °C/mm افزایش می‌یابد. با توجه به منحنی شیب دمایی مربوط به نمونه 630°C ، با فاصله گرفتن از کف قالب شیب دمایی از 2.187 به 0.384 °C/mm کاهش یافته است. در نمونه 630°C زمانی که شیب دمایی بین 0.512 و 0.875 °C/mm قرارداشت، رشد ستونی و زمانی که کمتر از 0.512 °C/mm باشد، رشد هم‌محور اتفاق افتاد. شیب دمایی برای نمونه 660°C در نزدیک سطح خنک‌کننده 2.375 بوده و در نزدیک سطح فوقانی قالب به 0.307 °C/mm می‌رسد. در نمونه 660°C شیب دمایی بین 0.411 و 2.375 °C/mm منجر به رشد ستونی و در شیب دمایی کمتر از 0.411 °C/mm رشد هم‌محور شده است. با افزایش دما به 730°C شیب دمایی نیز افزایش خواهد یافت. شیب دمایی در کف قالب 3.875 و در سطح فوقانی قالب 0.384 °C/mm محاسبه شد. در شیب دمایی بین کاهش شیب دمایی شیب منحنی‌های شکل ۷ به سمت صفر میل پیدا می‌کند. با توجه به نتایج بدست آمده و با در نظر گرفتن میزان شیب‌دمایی مورد نیاز برای رشد هم‌محور می‌توان با استفاده از نمودارهای سردشدن (شکل ۲) موقعیت CET را با توجه به شروع ایزوترم تعیین نمود. در نمونه 590°C ایزوترم در دامنه زمانی طولانی‌تری در نمودار سردشدن اتفاق افتاده است که با توجه به تصاویر درشت ساختار (شکل ۳) این نمونه دارای منطقه هم‌محور بیشتری است. با افزایش دمای فوق ذوب از 590 به 630°C ناحیه هم‌محور کمتر شده اما ناحیه ستونی افزایش می‌یابد. با توجه به زمان وقوع ایزوترم در منحنی‌های سردشدن، محدوده CET با تاخیر بوجود آمده است. اما هنگامی که دمای ذوب ریزی به 730°C رسید کل نمونه دارای رشد ستونی شده است. زیرا شیب منحنی شیب دمایی در کل نمونه

می‌دهد. سرعت سرد شدن در این ناحیه بین $0/329$ و $0/965$ K/s است. به علت بالاتر بودن سرعت سرمايش در این ناحیه، مورفولوژی سیلیسیم به صورت الیافی است [۱۶]. با دور شدن از سطح خنک‌کننده و کاهش سرعت سرد شدن ریز ساختار شامل سیلیسیم‌های تیغه‌ای در زمینه آلومینیم است. لازم به ذکر است کاهش بیشتر سرعت سرد شدن در نواحی دورتر از سطح خنک‌کننده صرفاً بر اندازه تیغه‌های سیلیسیم تاثیر گذاشته و ضمن درشت شدن تیغه‌ها فاصله آنها نیز افزایش یافته است. با توجه به نتایج بدست آمده، سیلیسیم با مورفولوژی الیافی در سرعت سرد شدن بیشتر از $0/329$ K/s رشد نموده است. با تغییر سرعت سرد شدن به کمتر از $0/329$ K/s مورفولوژی سیلیسیم تیغه‌ای با جهات رشد [۱۰۰] دیده می‌شود [۱۲].

ریزساختار آلیاژ آلومینیم-سیلیسیم یوتکتیک در نمونه 660°C در شکل ۱۱ آورده شده است. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود مورفولوژی سیلیسیم در تمام قسمت‌های نمونه الیافی است. البته با دور شدن از سطح خنک‌کننده فاصله ذرات سیلیسیم افزایش یافته است. همان‌گونه که قبلاً اشاره شد سرعت سرد شدن در نمونه اصلاح شده بیشتر از نمونه اصلاح نشده است. علاوه بر این استرانسیم باعث جابجایی نقطه‌ی یوتکتیک به دمای پایین می‌شود [۲۰]، در نتیجه اختلاف دمای ذوب ریزی و خط سالیدوس افزایش یافته و باعث بیشتر شدن جوانه‌های سیلیسیم در ریزساختار می‌شود.



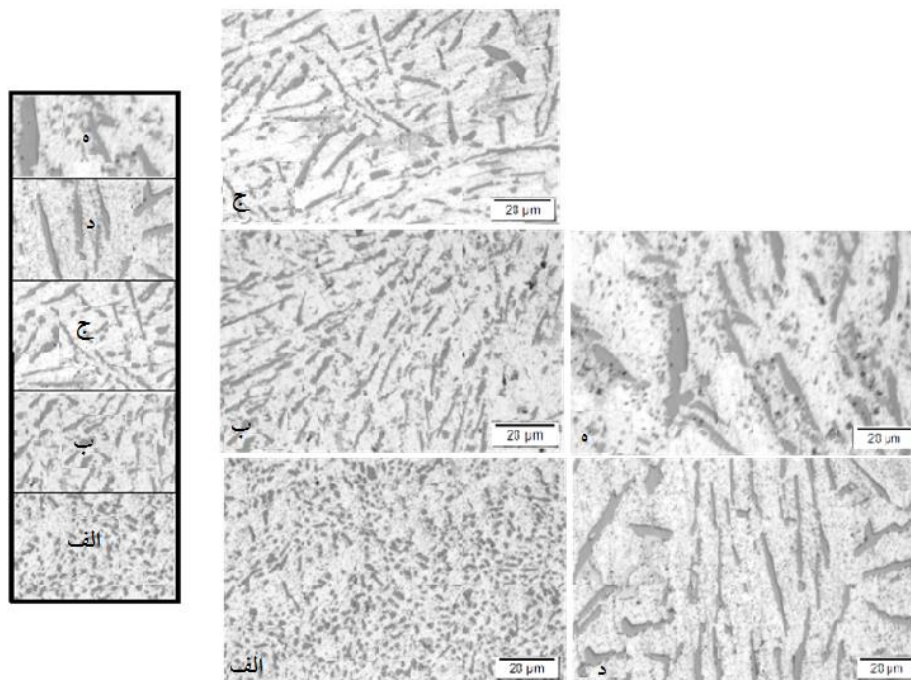
شکل ۹- G/R آلیاژهای یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم در دماهای مختلف فوق ذوب

نسبت شیب دمایی به نرخ رشد (G/R) برای نمونه‌های سرد شده از دمای فوق ذوب مختلف در شکل ۹ آورده شده است. رشد ستونی دارای G/R بالایی بوده و رشد هم محور دارای G/R پایینی است. با توجه به شکل ۹ می‌توان گفت هرچه دمای ذوب ریزی افزایش یابد G/R نیز افزایش می‌یابد و در نتیجه افزایش دمای بار ریزی باعث پایدار شدن رشد ستونی شده و CET به تاخیر می‌افتد. [۱۷].

۳-۵- ریزساختار آلیاژ آلومینیم-سیلیسیم یوتکتیک

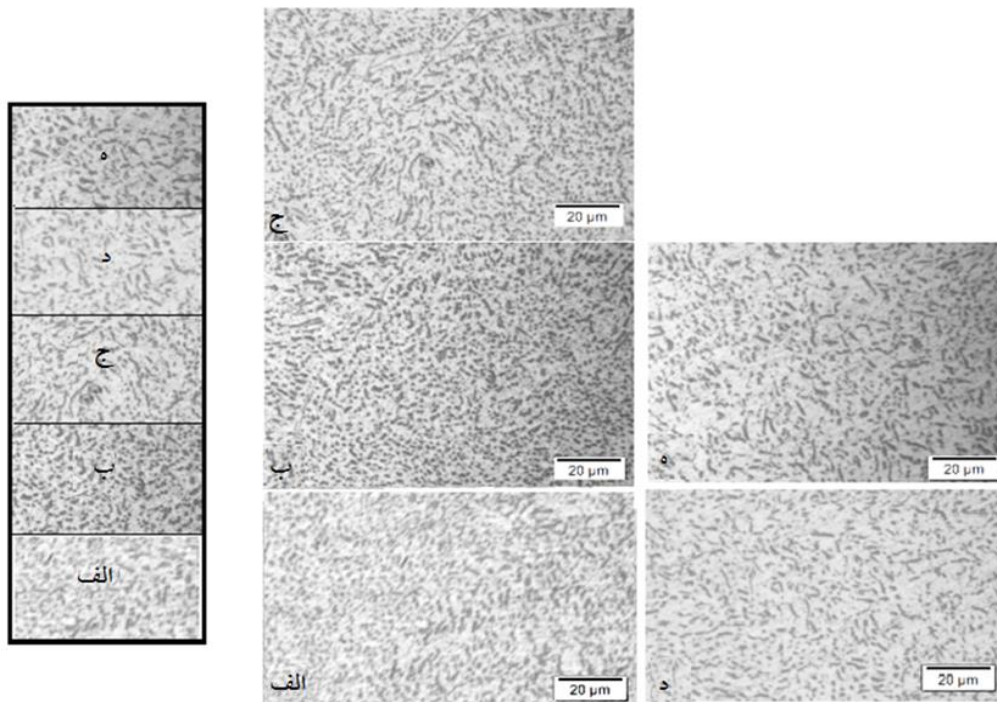
اصلاح شده و اصلاح نشده

ریز ساختار آلیاژ آلومینیم-سیلیسیم اصلاح نشده در مناطق مختلف نمونه 660°C در شکل ۱۰ آورده شده است. شکل ۱۰- الف ریزساختار ناحیه نزدیک به سطح خنک‌کننده را نشان

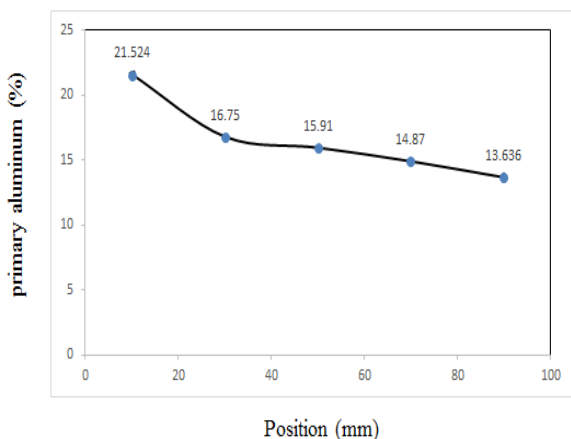


شکل ۱۰- ریزساختار یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم اصلاح نشده در مناطق مختلف نمونه با فوق ذوب 660°C :

(الف) (نزدیکترین و (د) دورترین محل نسبت به سطح خنک‌کننده)



شکل ۱۱- ریزساختار یوتکتیک آلومینیم- سیلیسیم اصلاح شده در مناطق مختلف نمونه با فوق ذوب ۶۶۰°C: (الف) نزدیکترین و (د) دورترین محل نسبت به سطح خنک کننده).



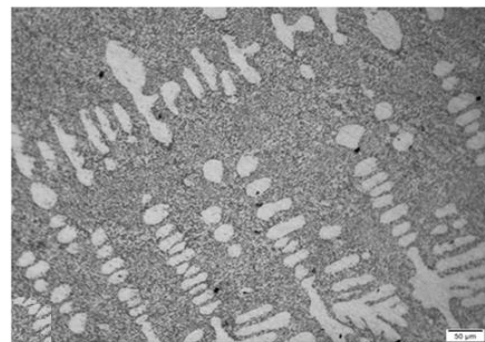
شکل ۱۳- تغییرات میزان دندریتهای آلومینیم اولیه بر حسب فاصله از سطح خنک کننده در نمونه ۶۶۰°C.

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق با تغییر دمای فوق ذوب و اندازه گیری نرخ رشد و شیب‌دمایی جلو جبهه انجماد در انجماد جهت‌دار آلیاژ یوتکتیکی Al-Si، انتقال رشد ستونی به هم‌محور مورد ارزیابی قرار گرفت و نتایج زیر بدست آمد:

- ۱) افزایش دمای فوق ذوب از ۵۹۰ تا ۷۳۰ درجه سانتی‌گراد باعث کاهش نرخ رشد از ۰/۱۹۲ به ۰/۳۳ mm/s و افزایش شیب‌دمایی از ۰/۶۲۵ به ۳/۹۲۱ °C/mm گردید.
- ۲) با افزایش دمای فوق ذوب از ۵۹۰ تا ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد به علت افزایش شیب دمایی و کاهش نرخ رشد انتقال رشد ستونی به هم‌محور به تعویق افتاد، اما افزایش دما به ۷۳۰ درجه سانتی‌گراد باعث رشد پر شکل شد.

تصویر ریزساختار یوتکتیک Al-Si اصلاح شده در شکل ۱۲ آورده شده است. فاز روشن (سفید) مربوط به دندریتهای آلومینیم اولیه و فاز زمینه یوتکتیک Al-Si است. میزان دندریتهای آلومینیم اولیه در هر ناحیه محاسبه گردید. نمودار تغییرات میزان آلومینیم اولیه نسبت به موقعیت نمونه در شکل ۱۳ آورده شده است. با فاصله گرفتن از کف قالب به علت کاهش سرعت سرد شدن میزان آلومینیم اولیه کاهش می‌یابد. میزان آلومینیم اولیه در نزدیکی سطح خنک کننده حدود ۲۲ درصد و در نزدیکی سطح فوقانی نمونه حدود ۱۳ درصد است. با افزایش سرعت سرد کردن و اصلاح‌سازی دمای یوتکتیک کاهش می‌یابد و ترکیب یوتکتیک به سیلیسیم‌های بالاتر در دی‌گرام فازی انتقال می‌یابد [۲۱]. در این شرایط انجماد با دندریتهای آلومینیم اولیه آغاز شده و با غلیظ شدن مذاب، شرایط برای جوانه‌زنی و رشد یوتکتیک فراهم می‌شود [۲۲].



شکل ۱۲- ریز ساختار آلیاژ آلومینیم - سیلیسیم اصلاح شده با فوق ذوب ۶۶۰°C.

- [17] Ares A., Gueijman S., Schvezov C., An experimental investigation of the columnar-to-equiaxed grain transition in aluminum-copper hypoeutectic and eutectic alloys, *Journal of Crystal Growth*, 2010, 312(14) 2154-2170.
- [18] Siqueira C.A., Cheung N., Garcia A., Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, 33(7) 2107-2118.
- [19] Kurz W., Sahn P.R., *Gerichtet erstarrte eutektische werkstoffe: herstellung, eigenschaften und anwendungen von in-situ-verbundwerkstoffen*, Springer, 1975.
- [20] Hanna M, Lu S-Z., Hellawell A., Modification in the aluminum silicon system. *Metallurgical Transactions A*, 1984, 15(3) 459-469.
- [21] Hellawell A., The growth and structure of eutectics with silicon and germanium, *Progress in Materials Science*, 1970, 15(1) 3-78
- [22] Spinelli J.E., Ferreira I.L., Garcia A., Influence of melt convection on the columnar to equiaxed transition and microstructure of downward unsteady-state directionally solidified Sn-Pb alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 384(1) 217-226.

(۳) انتقال رشد ستونی به هم محور در آلیاژ یونکتیک Al-Si در سرعت سرد شدن کمتر از 0.13 K/s اتفاق افتاد.

(۴) اصلاح‌سازی با افزودن 0.05 درصد وزنی استرانسیم به مذاب باعث افزایش نرخ رشد و شیب دمایی شده و در نتیجه باعث به تعویق افتادن انتقال رشد ستونی به هم محور گردید.

مراجع

- [1] Gandin C.A., From constrained to unconstrained growth during directional solidification, *Acta Materialia*, 2000, 48(10) 2483-2501.
- [2] Hunt J., Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic, *Materials Science and Engineering*, 1984; 65.
- [3] Martorano M., Beckermann C., Gandin C.A., A solutal interaction mechanism for the columnar-to-equiaxed transition in alloy solidification, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, 34(8) 1657-1674.
- [4] Mathiesen R.H., Arnberg L., et al., Time-resolved x-ray imaging of aluminum alloy solidification processes, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2002, 33(4) 613-623.
- [5] Schumacher P., McKay B., TEM investigation of heterogeneous nucleation mechanisms in Al-Si alloys. *Journal of Non-crystalline Solids*, 2003, 317(1) 123-128.
- [6] Kumar A., Dutta P., A rayleigh number based dendrite fragmentation criterion for detachment of solid crystals during solidification, *Journal of Physics D, Applied Physics*, 2008, 41(15) 155501.
- [7] Hellawell A., Liu S., Lu S., Dendrite fragmentation and the effects of fluid flow in castings, *JOM*, 1997, 49(3) 18-20.
- [8] Herlach D., Eckler K., Karma A., Schwarz M., Grain refinement through fragmentation of dendrites in undercooled melts, *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 304, 20-25.
- [9] Kumar A., Dutta P., Numerical studies on columnar-to-equiaxed transition in directional solidification of binary alloys, *Journal of Materials Science*, 2009, 39(6) 3961-3952.
- [10] Silva J.N., Moutinho D.J., Moreira A.L., Ferreira I.L., Rocha O.L., The columnar to equiaxed transition during the horizontal directional solidification of Sn-Pb alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 478(1) 358-366.
- [11] Bermingham M.J., StJohn D.H., Krynen J., Tedman-Jones S., Dargusch M.S., Promoting the columnar to equiaxed transition and grain refinement of titanium alloys during additive manufacturing, *Acta Materialia*, 2019, 168, 261-274.
- [12] Hema V.G., Evolution of the eutectic microstructure in chemically modified and unmodified aluminum silicon alloys, Masters Thesis, Worcester Polytechnic Institute, April 2002.
- [13] Ares A., Schvezov C., Influence of solidification thermal parameters on the columnar-to-equiaxed transition of aluminum-zinc and zinc-aluminum alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(7) 1485-1499.
- [14] Fredriksson H., Akerlind U., *Solidification and crystallization processing in metals and alloys*, John Wiley & Sons, 2012.
- [15] Rodrigues J.R.P., Melo M.D.L.N.M., Dos Santos R.G., Effect of magnesium content on thermal and structural parameters of Al-Mg alloys directionally solidified, *Journal of Materials Science*, 2010, 45(9) 2285-2295.
- [16] Peres M., Siqueira C., Garcia A., Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions, *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 381(1) 168-181.



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Investigating the Effect of Superheat Temperature and Modification on the Columnar to Equiaxed Transition of Al-Si Eutectic Alloy

Morteza Amiri¹, Bahman Korojy^{2*}

1. M.Sc., Materials and Polymer Engineering Department, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.

2. Associate Professor, Materials and Polymer Engineering Department, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.

* Corresponding Author: bkorojy@hsu.ac.ir

Paper history:

Receive Date: 09 March 2024

Revise Date: 19 May 2024

Accept Date: 28 May 2024

Abstract:

The properties of cast parts are influenced by their microscopic and macroscopic structures. Any changes in the structure during the solidification process can cause inhomogeneity in the properties of the casting. Among these changes, It can be pointed out the transition from columnar to equiaxed structures. This research study investigated the impact of superheat temperature and modification treatment on the transition from columnar to equiaxed growth in directionally solidified aluminum-silicon eutectic alloy. In a directional solidification system, the molten alloy was cooled from varying temperatures (590, 630, 660, and 730 °C) to room temperature. Temperature measurements were taken from six points at a certain distance from the cooling surface in order to estimate the cooling rate and calculate the temperature gradient and growth rate. The macroscopic and microscopic structures were evaluated to determine the transition zone from columnar to equiaxed grains and the change in eutectic growth morphology. The results of the study indicate that the transition from columnar to equiaxed growth occurs at a cooling rate lower than 0.13 K/s. Moreover, it was found that modifying the structure of silicon with adding 0.05 wt.% of strontium into the melt causes the transition from columnar to equiaxed growth to occur at a cooling rate of 0.21 K/s.

Keywords:

Columnar growth,
Equiaxed growth,
Superheat,
Modification,
Aluminum-silicon eutectic.

[Please cite this article using:](#)

Morteza Amiri, Bahman Korojy, Investigating the Effect of Superheat Temperature and Modification on the Columnar to Equiaxed Transition of Al-Si eutectic alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2024, 8(1) 5-15.

DOI: 10.22034/frj.2024.445351.1193

Journal homepage: www.foundingjournal.ir