

تحلیل مورفولوژیکی و بررسی شار حرارتی براده بر ریزساختار آلیاژ ریخته‌گری آلومینیوم

هومن هادیان^{*}، محسن حداد سبزواری و محمد مزینانی

گروه مواد و مهندسی متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

(دریافت مقاله: ۱۳۹۷/۱۲/۲۰ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۹/۱۲/۱۳)

چکیده - در این پژوهش تأثیر اضافه کردن براده بر ریزساختار قطعات آلومینیومی ریخته‌گری شده به روش ریخته‌گری تحت فشار مطالعه و امکان تغییر ساختار آلیاژ آلومینیوم ۳۸۰ در قالب فلزی با افزودن براده بررسی شد. ریزساختار قطعه بیشتر از دانه‌های آلفا، فاز یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی و تخلخل تشکیل شده است. به علت وقوع شرایط غیرتعادلی انجماد در سیستم آلیاژی حاضر، برای محاسبه کسر وزنی جامد از معادله شایل با تعیین مقدار دقیق ضریب توزیع تعادلی توسط روش تجزیه شیمیایی خطی میکروسکوپ الکترونی روبشی در مجاورت یک فاز بین فلزی در زمان‌های مختلف هم‌زدن و همچنین معادلات حاکم بر تجزیه حرارتی استفاده شد. در نهایت با استفاده از تحلیل شار حرارتی در بوت، پیش‌بینی علمی در خصوص میزان بهینه افزودن براده، زمان هم‌زدن و دمای باریزی به دست آمد. میزان فاکتور شکل در دمای بهینه ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد برابر ۰/۶۴۳ اندازه‌گیری شد. مطابق با تصاویر میکروسکوپی نوری از نمونه‌های ریخته‌گری شده، روش افزودن براده (قرار دادن آن در کف یا اضافه کردن به سطح) و افزایش دمای تزریق، تأثیر بسزایی در کسر وزنی جامد تشکیل شده، مورفولوژی دانه‌های آلفا و ریزساختار نهایی آلیاژ دارد.

واژه‌های کلیدی: ریخته‌گری نیمه‌جامد، ریزساختار، کسر جامد، براده، انجماد.

Morphological and Thermal Flux Analysis in as-Cast Al Alloy after Swarf Addition

H. Hadian^{*}, M. Haddad Sabzevar and M. Mazinani

Department of Materials and Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Ferdowsi University, Mashhad, Iran.

Abstract: In this research, effect of swarf addition on the microstructure of die cast aluminum A380 alloy and the possibility of altering the alloy structure in the metallic die has been studied. The microstructure mainly consists of the α -phase, eutectic, intermetallic compounds and porosity. Since the alloy solidifies under non-equilibrium conditions, the Scheil equation with exact amount of equilibrium distribution, analyzed by SEM-Line scan around an intermetallic phase at different mixing times as well as governing equations of thermal analysis, was used to calculate the solid weight fraction. Finally, using the thermal flux analysis in the crucible, a scientific prediction on the optimal amount of swarf addition, mixing time and temperature, was made. The shape factor at an optimum temperature of 590 °C was measured as 0.643. According to the optical microscope images of the die cast samples, the addition method (adding it to the floor or to the surface) and increasing the injection temperature have a significant effect on the solid weight fraction, morphology of the α -phases and final microstructure of the alloy.

Keywords: Semi-solid casting, microstructure, solid fraction, swarf, solidification.

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: ho.hadian54@gmail.com

۱- مقدمه

رفتار منحصر به فرد آلیاژهای آلومینیومی که به صورت نیمه جامد ریخته گری شده اند، همواره این روش را به عنوان یکی از روش های تولید قطعات حساس و نزدیک به شکل نهایی مدنظر قرار داده است. هدف این روش تغییر ساختار دندریتی به غیردندریتی در راستای بهبود ساختار و خواص مکانیکی است [۱]. یکی از عواملی که باعث توسعه کمتر روش های ریخته گری نیمه جامد شده است، طولانی بودن فرایند است. پژوهش های جدید منجر به ابداع روش های متنوعی شده است که امکان ایجاد ساختار غیردندریتی را در کوتاه ترین زمان ممکن فراهم می سازد. در این گونه روش ها ساختار غیردندریتی از طریق ایجاد یک ناحیه سرد کننده موضعی داخل مذاب و به همراه هم زدن مذاب ایجاد می شود [۲-۴].

تمامی سیستم های آلیاژی می توانند به روش ریخته گری نیمه جامد تولید شوند، اما قطعاتی با کیفیت بالا و سبکی مانند آلومینیوم در این روش از لحاظ اقتصادی مقرون به صرفه است. روش های مختلفی برای تولید شمش از روش مذکور مانند تیکسوفرمینگ^۱، فعال سازی مذاب با اعمال تنش^۲ [۵] و هم زدن مغناطیسی هیدرودینامیکی^۳ [۶] گزارش شده است.

دلیل استفاده عمده از آلیاژ ۳۸۰ در تولید قطعات ریخته گری به روش نیمه جامد، ایجاد خواص ریختگی مناسب، افزایش استحکام و سختی، بهبود خاصیت ماشین کاری و کاهش میزان چقرمگی است [۷]. به علت وجود درصد بالای سیلیسیم در ترکیب آلیاژ، مذاب آنها از سیالیت به نسبت خوبی برخوردار هستند. به همین علت در صنعت خودروسازی برای تولید این قطعات از روش ریخته گری تحت فشار استفاده می شود. از دیگر مزایای این آلیاژها می توان به بالاتر بودن تنش سیلان، تنش نهایی و سختی آن نسبت به آلیاژهای مشابه (برای مثال A357) اشاره کرد که منجر به تولید قطعات با خواص مکانیکی مطلوب تر می شود. از طرفی، قابلیت انجام عملیات حرارتی بعد از شکل دهی، ضریب انتقال حرارت بالا، ضریب انبساط خطی به نسبت پایین، هدایت الکتریکی بالا و قیمت بسیار مناسب آن، این گروه آلیاژی را بسیار پرکاربرد کرده است. این آلیاژها به عنوان متداول ترین و پرکاربردترین

آلیاژهای ریخته گری تحت فشار بالا قطعات جدار نازک مانند قطعات موتور خودرو، رادیاتور، رگلاتورهای گاز و غیره به شمار می آیند. این آلیاژها به دلیل نداشتن دامنه انجمادی زیاد، حساسیت دمایی بسیار بالایی خواهند داشت که با کوچک ترین تغییرات دمایی، کسر جامد تغییرات زیادی خواهد داشت [۸].

ارتباط بین مراحل ذوب و تشکیل آلیاژ نیمه جامد آلفای آلومینیوم با استفاده از مواد مبادله گر آنتالپی^۴ در زمان های مختلف با استفاده از روش تجاری رئومتال توسط پاینده و همکاران [۳] بررسی شده است. مطالعات ریزساختاری در این روش نشان داد که در مراحل اولیه فرایند، سه ناحیه مختلف شامل تک لایه انجمادی، فصل مشترک مایع / جامد و منطقه ذوب اولیه ایجاد می شوند. با افزایش مدت زمان فرایند، عمده فازهای یوتکتیک Al-Si شروع به ذوب شدن می کنند و ذرات کروی آلفای آلومینیوم را تشکیل می دهند. بررسی ریزساختار کامپوزیت آلیاژ ریختگی A319 تقویت شده با ترکیبات آهنی تولید شده به روش هم زدن در ناحیه نیمه جامد توسط آزادروی و ثقفیان بررسی شده است [۹]. نتایج نشان می دهد که شکل مضر ترکیبات آهن توسط نیروی همزن در ناحیه نیمه جامد به خوبی سبب اصلاح شکل و اندازه و پخش این ترکیبات می شود. اثر دما بر روی ریزساختار آلیاژ آلومینیوم A356 تولید شده توسط فرایند ریخته گری نیمه جامد روی سطح شیب دار خنک کننده توسط نوروزی و همکاران [۵] صورت گرفت. نتایج نشان داد که در بهترین شرایط دمایی بارریزی ۶۲۵ درجه سانتی گراد، شیب ۵۰ درجه با طول ۵۰ سانتی متری مقادیر قطر میانگین دانه ها و فاکتور شکل به ترتیب ۸۰/۷ میکرومتر و ۰/۶۴ به دست آمده است. ساختار نهایی بسیار ریزدانه و شکل دانه ها، کروی گزارش شده است.

در این پژوهش، تأثیر اضافه کردن براده بر تغییر ریزساختار قطعات آلومینیومی ریخته گری شده مطالعه شده است. حضور براده در مجاورت مذاب با تغییر آنتالپی لحظه ای مذاب، حساسیت دمایی آلیاژ را جبران کرده و امکان پذیری روش نیمه جامد را فراهم خواهد ساخت.



شکل ۱- نمونه قطعات تولید شده با افزودن هشت درصد وزنی براده

به سطح مذاب اضافه شده و به مدت حدود ۲۰ ثانیه با استفاده از یک همزن مکانیکی هم زده شدند و در روش بعدی، براده‌ها در کف بوتله‌ای که از قبل پیش گرم (دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد) شده بود، قرار گرفت و پس از اضافه کردن مذاب به مدت حدود ۲۰ ثانیه هم زده شد. دمای پیش گرم کردن قالب تأثیر چندانی روی اندازه فازهای جامد آلفای اولیه نداشته، بلکه روی توزیع و مورفولوژی ریزساختار حاصل از واکنش یوتکتیکی اثرگذار است [۱۰]. عملیات ریخته‌گری نمونه‌های مرجع توسط ماشین دایکاست با فشار بالا در دمای ۵۹۰ درجه سانتی گراد به منظور مقایسه و بررسی ریزساختار اولیه انجام شد و عملیات افزودن براده و هم زدن آن در دماهای ۵۸۰، ۵۹۰ و ۶۰۰ درجه سانتی گراد صورت پذیرفت. در نهایت نمونه‌ها به صورت شکل (۲) ریخته‌گری و برای متالوگرافی آماده شدند. همچنین به منظور مطالعه دقیق تغییرات ریزساختاری براده از مذاب در دمای ۵۹۰ درجه سانتی گراد در زمان‌های ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ ثانیه هم زدن، نمونه‌گیری صورت گرفت (شکل ۳). برای اینکه تغییرات مورفولوژی براده محسوس‌تر شود در چهار زمان مذکور، مذاب بلافاصله داخل یک قالب استوانه‌ای ریخته شد و قالب به همراه مذاب در داخل آب کوئنچ شد. این عملیات باعث حفظ شکل براده در زمان‌های مختلف هم زدن خواهد شد [۱۱].

همچنین امکان‌پذیری تغییر ساختار آلیاژ آلومینیم ۳۸۰ در قالب فلزی با افزودن براده بررسی شده است و نمونه نیمه‌جامد با ساختار تغییر شکل یافته دندردیتی به گلبولار به دست آمده و با تکرار آزمایش‌ها، مقادیر بهینه کسر وزنی براده، روش مناسب اضافه کردن براده و دمای مذاب مشخص شد.

۲- مواد و روش تحقیق

با توجه به بررسی‌های صورت گرفته و بررسی میزان بهینه کسر وزنی براده به میزان هشت درصد وزنی براده‌ها از دو طریق به مذاب اضافه شد. وزن قطعه به همراه سیستم راهگامی و تغذیه به میزان ۶۳۰ گرم اندازه‌گیری شد و میزان هشت درصد وزنی براده با اندازه مش چهار (قطر روزه الک ۴/۷۶ میلی متر) برای آزمایش تهیه و مطابق شکل (۱) ریخته‌گری شدند. براده‌های مورد نیاز از شمش آلومینیوم آلیاژی اولیه مورد نظر توسط دستگاه تراش در اندازه مورد نظر تهیه شدند. بعد از شستشو و جداسازی ذرات آهن احتمالی با استفاده از آهن ربا، نمونه‌ها را خشک و پس از سرنده با اندازه مش چهار (قطر روزه الک ۴/۷۶ میلی متر) دسته‌بندی شدند.

افزایش بیشتر براده به مذاب باعث افزایش تعداد آلفاهای اولیه می‌شود و از طرف دیگر باعث افزایش تخلخل قطعه و معیوب شدن آن می‌شود [۳]. در روش نخست براده‌ها از بالا



شکل ۲- الف) قطعات ریخته‌گری تحت فشار شده پس از عملیات افزودن براده و
ب) مقطع برش خورده از قطعات دایکاست به‌منظور بررسی‌های ریزساختاری



شکل ۳- نمونه مذاب کوئچ شده پس از: الف) ۲۰، ب) ۱۵، ج) ۱۰ و د) ۵ ثانیه هم‌خوردن از دمای ۶۴۰ درجه سانتی‌گراد

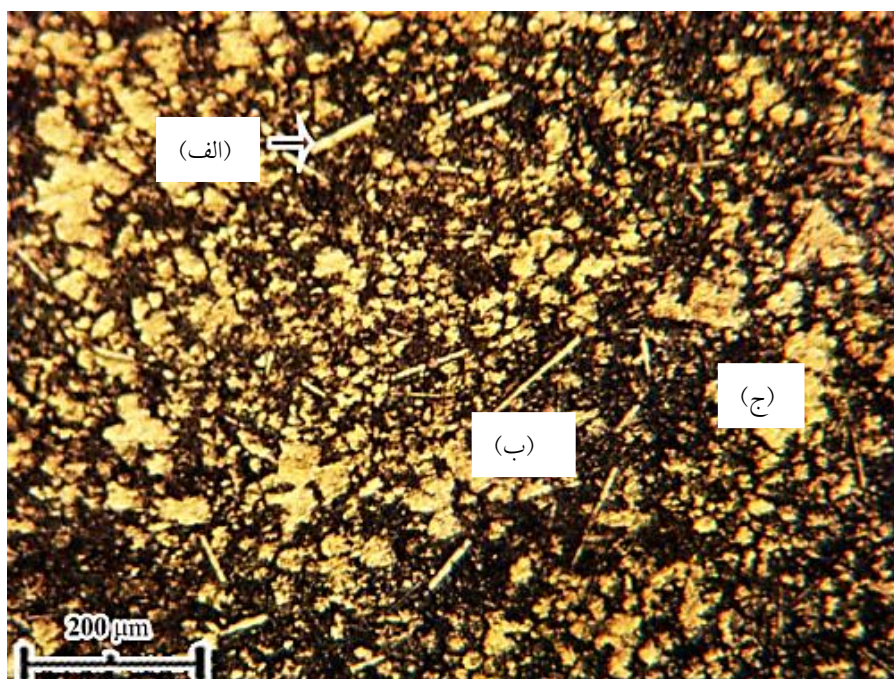
جدول ۱- ترکیب شیمیایی نمونه کوانتومتری ذوب نمونه آزمایش

عنصر	آلومینیوم	سیلیسیم	آهن	مس	منگنز	منیزیم	نیکل	روی	سرب	قلع
درصد وزنی	۸۴/۱۸	۹/۳۸	۰/۸	۱/۸۶	۰/۳۳	۰/۱۱	۰/۴۳	۲/۳	۰/۴۲	۰/۱۹

آنها به‌عنوان معیار در نظر گرفته شد. نتایج مربوط به این تجزیه در جدول (۱) گردآوری شده است.

میزان کسر جامد به‌کمک معادله شایل^۶ (معادله ۱) برای هر آلیاژ محاسبه شد. در معادله (۱)، f_s میزان کسر وزنی جامد، T_m دمای ذوب آلیاژ، T_L دمای لیکوئیدوس آلیاژ، T دمای ریخته‌گری و k ضریب توزیع تعادلی آلیاژ است [۱۲].

به‌منظور بررسی تأثیر اضافه کردن براده بر تغییر ریزساختار قطعه آلومینیوم ریخته‌گری از حالت دندریتی به حالت کروی، از آلیاژ آلومینیوم در حال ذوب آزمون کوانتومتری به‌عمل آمد. پس از آماده‌سازی نمونه‌های ریخته‌گری، برای تعیین ترکیب شیمیایی از آزمون اسپکترومتری نشر نوری^۵ استفاده شد. برای هر نمونه از سه نقطه، تجزیه ترکیب شیمیایی به‌عمل آمد و میانگین نتایج



شکل ۴- ریزساختار نمونه مرجع برش خورده تهیه شده توسط ماشین ریخته‌گری تحت فشار (رنگی در نسخه الکترونیکی) (مناطق الف، ب و ج به ترتیب فازهای جامد اولیه، یونکتیک و فاز جامد ثانویه (دندریتی) هستند).

شکل بیانگر کروی تر شدن دانه‌ها است.

$$D_{av} = \frac{\sum_1^N \sqrt{4A/\pi}}{N} \quad (2)$$

سطح مقطع عرضی نمونه‌های ریخته‌گری شده، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی^۹ مدل VEGA/TESCAN که به طیف‌سنج تفکیک انرژی^{۱۰} (EDS) برای تجزیه شیمیایی مجهز بود، بررسی شد.

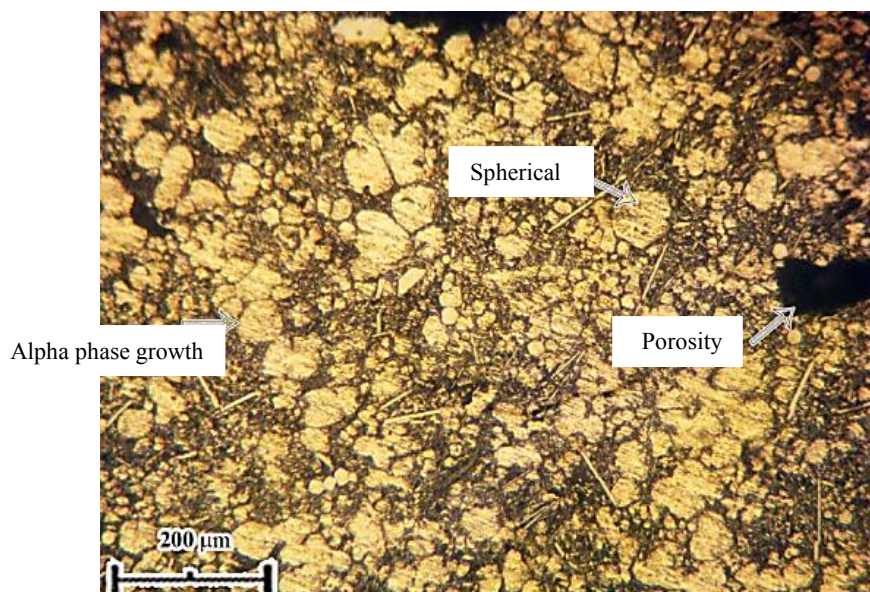
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار نمونه مرجع (فاقد براده)

با بررسی ساختار میکروسکوپی نمونه مرجع در دمای ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد، همان‌گونه که در شکل (۴) مشاهده می‌شود، رشد فاز آلفا اولیه به همراه فازهای ثانویه در زمینه یونکتیکی وجود دارد. فازهای جامد اولیه همان دانه‌های آلومینیوم خالص هستند که در زمینه یونکتیک قرار گرفته‌اند. فازهای جامد ثانویه که به صورت سوزنی شکل یا دندریتی در ریزساختار ظاهر شده‌اند، ترکیبات بین فلزی آهن یا مس هستند [۱۱، ۱۵ و ۱۶]. به دلیل سرعت بالای تزریق مذاب در ماشین ریخته‌گری تحت

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_L} \right)^{\frac{-1}{1-k}} \quad (1)$$

به منظور آماده‌سازی نمونه‌های ریخته‌گری شده، ابتدا تا شماره ۳۰۰۰ با کاغذ سنباده و سپس به کمک خمیر الماسه شش میکرون (همراه با الکل صنعتی) پولیش و با میکروسکوپ نوری (مدل صالیران، S455) بررسی شدند. به منظور حک شیمیایی از محلول کلر^۷ با ترکیب (نیتریک اسید ۲۵ میلی‌لیتر، هیدروکلریک اسید ۱۵ میلی‌لیتر، آب ۵۰ میلی‌لیتر و هیدروفلوئوریک اسید ۱۰ میلی‌لیتر) استفاده شد [۱۳]. زمان نگهداری نمونه‌ها در محلول اچ ۱۵ ثانیه بود. برای محاسبه اندازه و میزان کروییت ذرات جامد فاز اولیه، دو پارامتر قطر متوسط و فاکتور شکل برای ۳۰ ذره در هر نمونه با استفاده از نرم‌افزار تجزیه^۸ (MIP) و با استفاده از معادلات (۲) و (۳) اندازه‌گیری شدند [۱۴]. در این معادله A، P و N به ترتیب محیط دانه برحسب میکرومتر مربع، مساحت دانه برحسب میکرومتر و تعداد دانه‌های شمارش شده توسط نرم‌افزار هستند. پارامتر فاکتور شکل برای ذرات کروی یک است و با تغییر شکل ذرات به صفر نزدیک می‌شود. قابل ذکر است که افزایش فاکتور



شکل ۵- تصویر متالوگرافی نمونه مرجع با افزودن براده به میزان هشت درصد وزنی در دمای ۵۹۰ درجه سانتی گراد (رنگی در نسخه الکترونیکی)

براده (شکل ۵) فازهای آلفای اولیه که کروی تر شده و از حالت دندردستی خارج شده به خوبی قابل مشاهده هستند. همچنین احتمال حضور لایه های اکسیدی و ناخالصی دیده می شود و در برخی از نقاط شاهد درشت شدن و برخورد ذرات جامد آلفای اولیه مشاهده می شود که تمام موارد فوق اثر حضور براده و ذوب و انجماد مجدد آن را تأیید می کند. تعداد و اندازه فاز جامد آلفای اولیه در نمونه حاوی براده افزایش یافته است و از طرفی با توجه به یکسان بودن شرایط غیردندردستی شدن ساختار در نمونه حاوی براده، این موضوع نقش براده را در افزایش و گلبولار شدن فاز جامد اولیه تأیید می کند. نتایج مربوط به پردازش تصویری نمونه های مرجع در دمای ۵۹۰ درجه سانتی گراد در حضور و عدم وجود براده در جدول (۲) ارائه شده است. با توجه به یکسان بودن دمای ذوب ریزی، افزایش قطر میانگین به همراه افزایش مساحت در نمونه حاوی براده قابل رویت است. حضور براده و تبادل حرارتی با مذاب به صورت موضعی با ایجاد نواحی سرد، می تواند دلیل این افزایش باشد. همچنین افزایش فاکتور شکل ذرات فاز جامد آلفا، دلالت بر توزیع و کروی شدن فاز جامد آلفا در اثر اضافه کردن و هم زدن براده در کل قطعه را دارد.

فشار بالا و همچنین ضخامت نازک قطعات تولیدی در این روش، سرعت انجماد بسیار بالا بوده و اندازه میانگین قطر دانه ها حدود ۳۲ میکرومتر به کمک نرم افزار پردازش تصاویر متالوگرافی به دست آمده است و بیشتر قطعات ریخته گری تحت فشار، دارای ساختار ریزدانه هستند. با بررسی تصاویر متالوگرافی از نمونه مرجع ریخته گری شده توسط ماشین ریخته گری تحت فشار بدون اضافه کردن براده، فازهایی به صورت تیغه ای شکل مشاهده می شود که نشانگر ذرات بین فلزی و سیلیسیم هستند [۱۷]. مناطق سیاه رنگ در شکل (۴) نشان دهنده تخلخل در قطعه ریخته گری است که یکی از عیوب رایج در این فرایند [۱۸] است. درصد تخلخل در نمونه های ریخته گری حدود ۸-۱۰ درصد وزنی محاسبه شد. لازم به ذکر است که مقدار تخلخل ایجاد شده در فرایند ریخته گری نیمه جامد آلومینیوم کمتر از سایر فرایندهای ذوبی آن به علت تلاطم کمتر دوغاب است [۱۹].

۳-۲- بررسی ریزساختار نمونه حاوی براده

با بررسی ساختار نمونه متالوگرافی ریخته گری شده با افزودن

جدول ۲- نتایج محاسبات نرم افزار پردازش تصویری برای نمونه ها در دمای ۵۹۰ درجه سانتی گراد

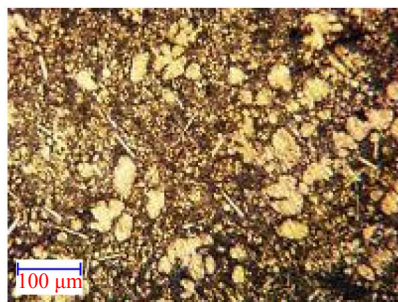
مشخصه	نمونه	
	نمونه مرجع	نمونه با اضافه کردن براده
میانگین قطر فاز جامد آلفای اولیه (میکرومتر)	۴۸/۱	۹۴/۷
میانگین مساحت فاز جامد آلفای اولیه (میکرومتر مربع)	۲۳۰۷	۸۹۷۴
فاکتور شکل فازهای آلفای اولیه	۰/۲۰۶	۰/۴۰۵

دمای ریخته گری (درجه سانتی گراد)

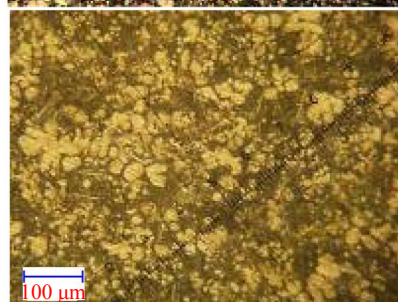
افزودن براده به سطح مذاب

افزودن براده به کف بوت

۵۷۰



۵۸۰



۵۹۰



شکل ۶- تصاویر ریزساختار نمونه های ریخته گری با افزودن براده به سطح مذاب و کف بوت در دماهای مختلف (رنگی در نسخه الکترونیکی)

پس از ریخته گری نمونه ها در سه دمای ۵۷۰، ۵۸۰ و ۵۹۰ درجه سانتی گراد و افزودن هشت درصد وزنی براده به مذاب و هم زدن آن به مدت ۲۰ ثانیه، نمونه های مورد نظر از قسمت های مختلف قطعه جدا و حداقل سه نمونه، مورد بررسی ریزساختاری و پردازش تصاویر قرار گرفت.

شکل (۶) ریز ساختار نمونه هایی که در دمای ۵۷۰، ۵۸۰ و ۵۹۰ با افزودن براده به سطح مذاب و سپس توسط ماشین ریخته گری تزریق شدند را نشان می دهد. فاز جامد اولیه که قبل از ریخته گری نمونه ای که در دمای ۵۹۰ درجه سانتی گراد ریخته گری شده، تا حدودی گلولار با فاکتور شکل ۰/۴۰۵ و در سایر نمونه هایی که

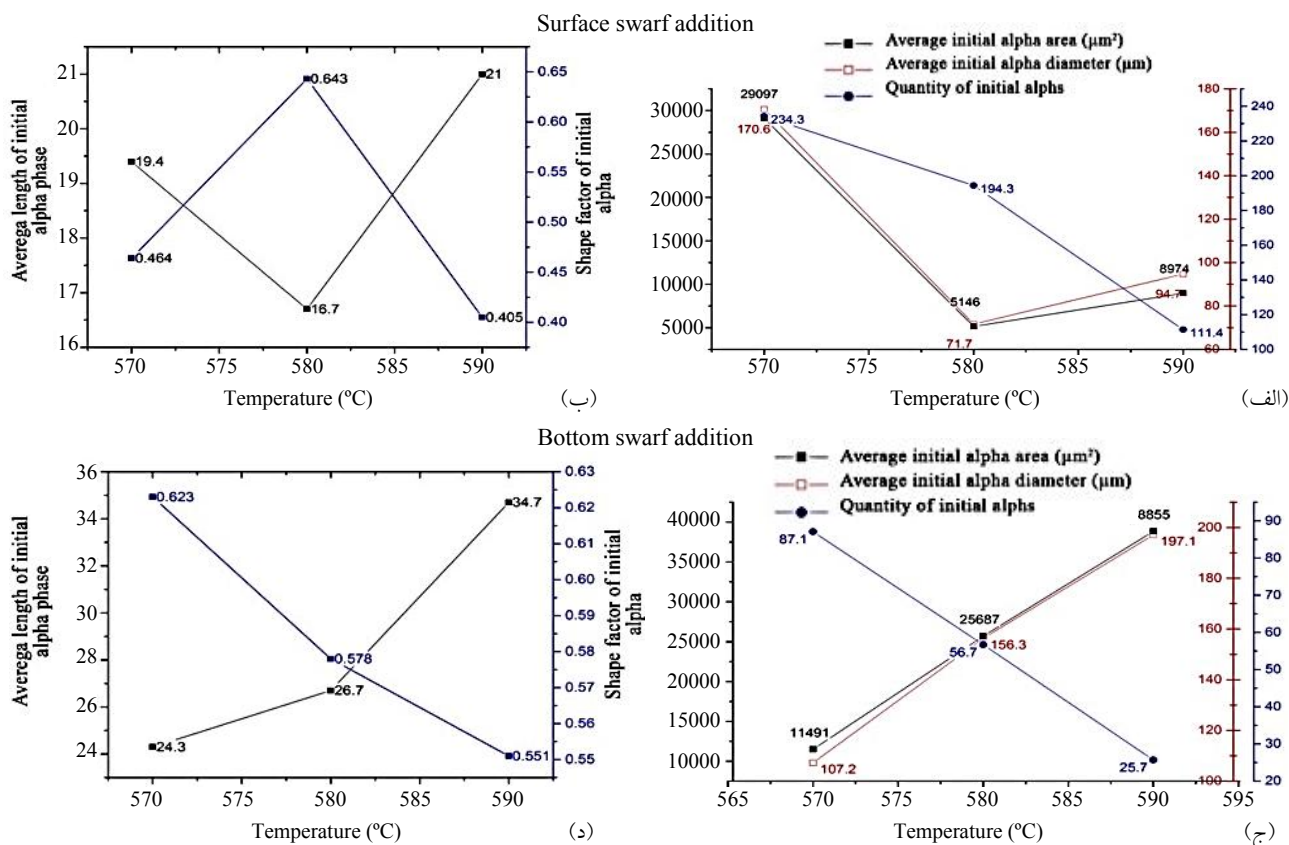
در دمای ۵۷۰ و ۵۸۰ درجه سانتی گراد ریخته‌گری شده به ترتیب ۰/۴۶۴ و ۰/۶۴۳ محاسبه شده است. انتظار می‌رود با کاهش دما و افزایش کسر جامد و به همراه افزایش تعداد ذرات فاز جامد اولیه، میزان دانه‌های کروی افزایش یابد، اما یکی از دلایل کاهش میزان کروی، رشد و برخورد بین ذرات است. بنابراین کاهش دما، نمی‌تواند باعث گلبولار شدن ساختار شود. از این‌رو نمونه‌هایی که در دمای ۵۸۰ درجه سانتی گراد ریخته‌گری شده‌اند، نسبت به سایر نمونه‌ها گلبولارتر هستند. با بررسی تصاویر ریزساختار نمونه‌هایی که در دمای ۵۸۰ و ۵۹۰ درجه سانتی گراد با افزودن براده به کف بوتله ریخته‌گری شده‌اند، مشهود است که در نمونه‌ای که در دمای ۵۹۰ درجه سانتی گراد ریخته‌گری شده، فاز جامد اولیه که قبل از ریخته‌گری تشکیل شده تا حدودی گلبولار با فاکتور شکل ۰/۵۵۱ است، درحالی که سایر نمونه‌هایی که در دمای ۵۸۰ درجه سانتی گراد ریخته‌گری شده‌اند، این فاکتور ۰/۶۲۳ رسیده است. بنابراین نمونه‌هایی که در دمای ۵۹۰ درجه سانتی گراد ریخته‌گری شده، گلبولارتر هستند.

با بررسی اطلاعات حاصل از نرم‌افزار پردازش تصاویر در حداقل سه تصویر از نقاط مختلف نمونه ریخته‌گری شده در دماهای ۵۷۰، ۵۸۰ و ۵۹۰ درجه سانتی گراد تعداد فازهای جامد آلفای اولیه در واحد سطح بر میلی‌متر مربع با افزایش دما به صورت خطی کاهش پیدا کرده است. دمای بارریزی یکی از عوامل مهم و مؤثر در فرایند است. این پارامتر بر میزان کسر جامد تأثیر بسزایی دارد. اگر این دما کاهش یابد، باعث افزایش نامناسب کسر جامد می‌شود که به تبع آن اندازه متوسط ذرات و درجه آگلومره شدن افزایش و میزان کروییت کاهش می‌یابد. برعکس، با افزایش بیش از حد دمای بارریزی، گرمایی که به سیستم تحمیل می‌شود بیشتر شده و مناطق جامد و خمیری روی سطح محدودتر شده و به تدریج محو می‌شوند [۱۰].

افزایش تعداد فازهای جامد آلفای اولیه دلیلی بر عدم ذوب کامل براده و تأیید کننده انجماد دوباره در براده اضافه شده است. با بررسی نمودار شکل (۷-الف) می‌توان بیان کرد با کاهش دمای ذوب‌ریزی احتمال ماندن تعداد بیشتری براده در درون مذاب

وجود دارد و به عبارتی تعداد نقاط جامد ناشی از اضافه کردن براده در مذاب بیشتر است. از طرفی افزایش مساحت میانگین فاز جامد آلفا در دمای ۵۷۰ درجه سانتی گراد بیانگر این موضوع است که فرایند ایجاد ذرات جامد فاز آلفای ناشی از اضافه کردن براده به پایان رسیده است و در ادامه عملیات رشد و درشت شدن فاز آلفا اتفاق افتاده است. همچنین در دمای ۵۸۰ درجه سانتی گراد با توجه به افزایش تعداد آلفاهای اولیه میانگین مساحت آن کاهش یافته است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت در دمای ۵۸۰ درجه سانتی گراد براده‌های بیشتری دچار انجماد دوباره شده است. در نمودار شکل (۷-الف) قطر میانگین و میانگین طول فاز جامد آلفای اولیه بررسی شده افزایش قطر میانگین در دمای ۵۹۰ درجه سانتی گراد از مقدار ۹۴/۷ میکرومتر نسبت به دمای ۵۷۰ درجه سانتی گراد به مقدار ۱۷۰/۶ میکرومتر رسیده است و در کنار آن روند کند افزایش طول نمونه‌ها بیانگر این موضوع است که اگر چه با پایین آمدن دما تعداد فازهای اولیه افزایش یافته ولی به دلیل نفوذ با دامنه بلند، درشت شدن ذرات و افزایش شدید قطر ذرات را به همراه داشته و ساختار را از حالت کروییت خارج خواهد کرد. همان‌گونه که در نمودار شکل‌های (۷-الف و ۷-ب) مشهود است با کاهش دما تا ۵۷۰ درجه سانتی گراد، افزایش مساحت فاز جامد آلفای اولیه وجود دارد ولی از میانگین کروییت مجموعه کاسته شده است.

در شکل (۷-ج) میانگین طول، قطر و مساحت به همراه تعداد فاز جامد آلفای اولیه ارائه شده است. با کاهش قطر میانگین در دمای ۵۸۰ درجه سانتی گراد به مقدار ۱۰۷/۲ میکرومتر و در کنار آن کاهش طول فاز جامد آلفای اولیه به مقدار ۲۴/۳ نسبت به نمونه ریخته‌گری شده در دمای ۵۹۰ درجه سانتی گراد بیانگر این موضوع است که پایین آمدن دما، تعداد فازهای جامد اولیه را افزایش داده یا به عبارتی براده‌های بیشتری در مذاب جامد باقی مانده است. مطابق شکل‌های (۷-ج و ۷-د) کاهش قطر میانگین در دمای ۵۸۰ درجه سانتی گراد به مقدار ۱۰۷/۲ میکرومتر و در کنار آن کاهش طول فاز جامد آلفای اولیه به مقدار ۲۴/۳ بیانگر این موضوع است که پایین آمدن دما اگرچه تعداد فازهای جامد اولیه را افزایش داده ولی منجر به درشت شدن و کاهش میزان گلبولار نشده است.



شکل ۷- الف و ج) نمودار تغییرات میانگین مساحت، قطر و تعداد فاز آلفای اولیه

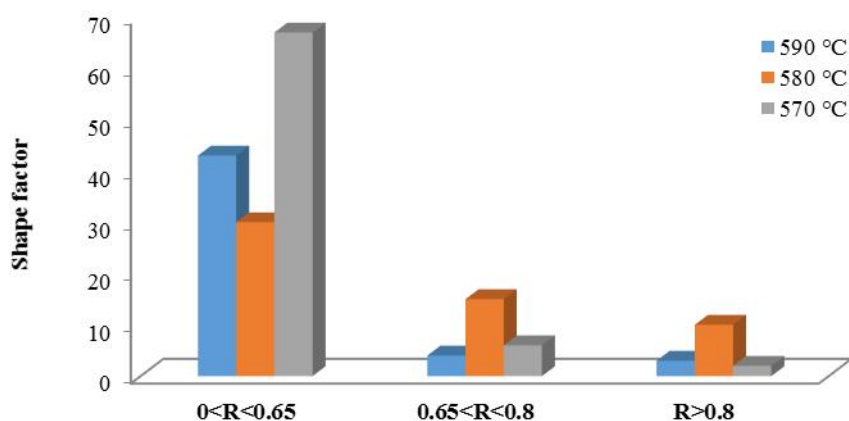
ب و د) نمودار تغییرات طول و فاکتور شکل آلفای برحسب دما در حالت افزودن براده به سطح مذاب و کف بوته

تصاویر در جدول (۳) ارائه شده است. در زمان‌های اولیه افزوده شدن براده به مذاب در دمای ریختگی ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد، براده انرژی زیادی از مذاب گرفته تا دمای خود را با مذاب به تعادل برساند و از این‌رو در این مرحله، مورفولوژی براده شروع به تغییر می‌کند. همان‌طور که پیش‌تر به آن اشاره شد، ریزساختار اولیه براده به‌طور عمده از آلفای آلومینیوم، فاز یوتکتیک و فازهای بین‌فلزی تشکیل شده است. در ابتدا فاز یوتکتیک به‌علت اینکه کمترین دمای ذوب را دارا است، شروع به ذوب شدن می‌کند و بنابراین اندازه دانه‌های آلفا کوچک‌تر شده و همچنین مقدار فاز آلفا در مذاب اولیه نیز افزایش می‌یابد. فازهای یوتکتیک که به‌طور عمده در مرز بین دانه‌های آلفای آلومینیوم، رسوبات اکسیدی و ذرات بین‌فلزی تشکیل شده‌اند، در این مرحله ذوب کامل شده ولی ذرات بین‌فلزی که دمای ذوب بالایی دارند ذوب نشده و به شکل مراکز جوانه‌زنی در مذاب عمل می‌کنند.

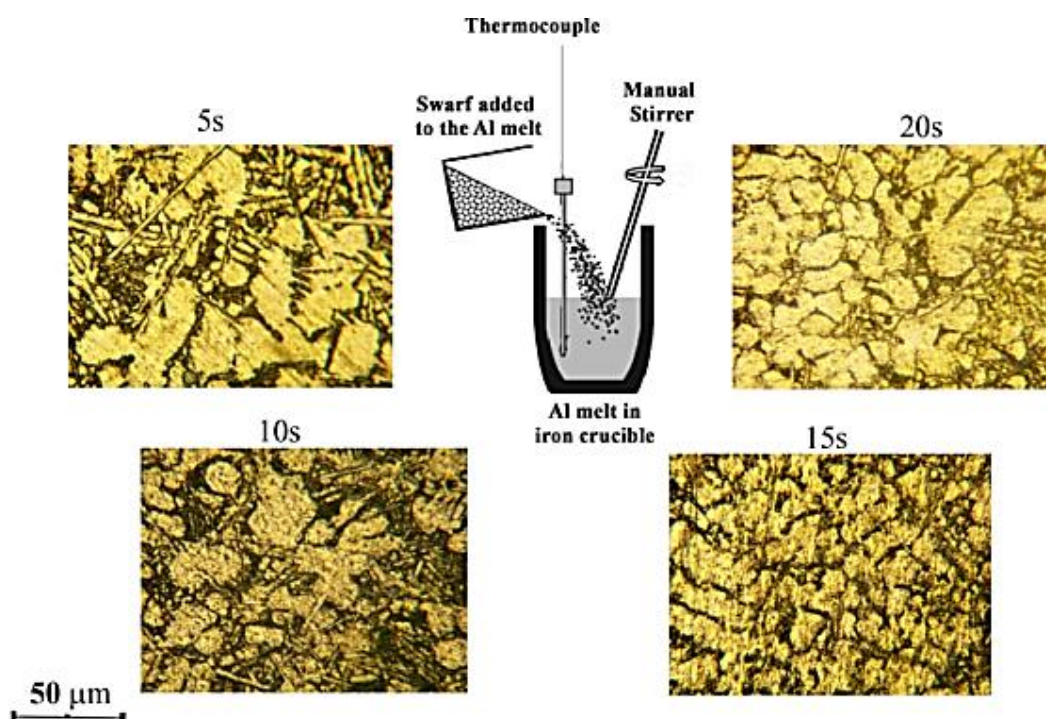
شکل (۸) روند افزایش کرویت تعداد ذرات فاز جامد آلفای اولیه در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. بدیهی است که در نمونه‌ای که در دمای ۵۸۰ درجه سانتی‌گراد با روش افزودن براده به سطح مذاب به ماشین ریخته‌گری تحت فشار تزریق شده است، نسبت به سایر نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای ۵۹۰ و ۵۷۰ درجه سانتی‌گراد، تعداد فازهایی که فاکتور شکل بالاتری دارد، بیشتر شده است. این عامل باعث افزایش میزان کرویت ریزساختار شده است.

۳-۳- مطالعه تغییرات براده در زمان‌های مختلف

اثر هم‌زدن براده در زمان‌های مختلف در شکل (۹) نشان داده شده است. با افزایش زمان هم‌زدن، شکل ذرات آلفای آلومینیوم از حالت دندریتی و گلوبولار به ساختار شبه‌کروی با دانه‌بندی ریزتر تبدیل می‌شود. نتایج مربوط به محاسبات صورت گرفته از پردازش



شکل ۸- روند تغییرات فاکتور شکل فاز آلفای اولیه در سه دمای ۵۷۰ و ۵۸۰ و ۵۹۰ درجه سانتی گراد



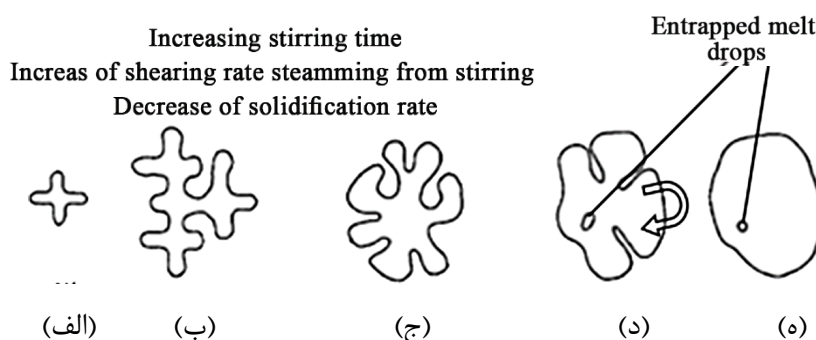
شکل ۹- تصاویر میکروسکوپی نشان دهنده تغییرات ریزساختاری نمونه ریخته‌گری شده در زمان‌های مختلف هم‌زدن مذاب (رنگی در نسخه الکترونیکی)

آلفای آلومینیوم رشد می‌یابد و سپس فاز بتای غنی از سیلیسیم در مرزخانه‌ها منجمد می‌شوند. لازم به ذکر است که افزایش هم‌زدن باعث کاهش اندازه دانه‌های فاز آلفای آلومینیوم براده و افزایش سایز آلفای آلومینیوم مذاب اولیه خواهد شد و بنابراین بعد از ۲۰ ثانیه هم‌زدن، ساختار کروی‌تر و همگن‌تری نسبت به زمان‌های کمتر ایجاد شده است.

با ادامه فرایند هم‌زدن، این ذرات به مکان‌های مختلف مذاب حرکت کرده و در حین هم‌زدن، فاز یوتکتیک آنها به‌طور کلی از سطح آنها ذوب می‌شوند و ذرات تقریباً کروی شکلی از خود به‌جا می‌گذارند. هرچه زمان هم‌زدن افزایش می‌یابد، دمای مذاب کمتر شده و بنابراین شدت جوانه‌زنی و رشد فازهای آلفا در مذاب زیادتر می‌شود. با کاهش دمای مذاب ابتدا دانه‌های

جدول ۳- پردازش تصویر و اندازه‌گیری مشخصات هندسی ریزساختار نمونه ریخته‌گری شده در دمای ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد

زمان هم‌زدن (ثانیه)	متوسط محیط (میکرومتر مربع)	متوسط مساحت (میکرومتر)	متوسط اندازه دانه (میکرومتر)	فاکتور شکل
۵	۲۷۷۸/۲	۲۲۹/۸	۵۹/۵	۰/۶۶
۱۰	۳۳۰۲/۱	۲۳۹/۶	۶۲/۳	۰/۶۵
۱۵	۳۳۲۶/۹	۲۵۴/۱	۶۵/۱	۰/۶۵
۲۰	۱۸۶۱	۱۷۶/۵	۴۸/۷	۰/۷۵



شکل ۱۰- روندنمای تشکیل ساختار گلوبولار در حین هم‌زدن مذاب در حالت نیمه‌جامد: الف) شکسته شدن دندریت‌های اولیه،

ب) رشد دندریت، ج) ساختار رُزت، د) رُزت کشیده شده و ه) کروی [۲۰]

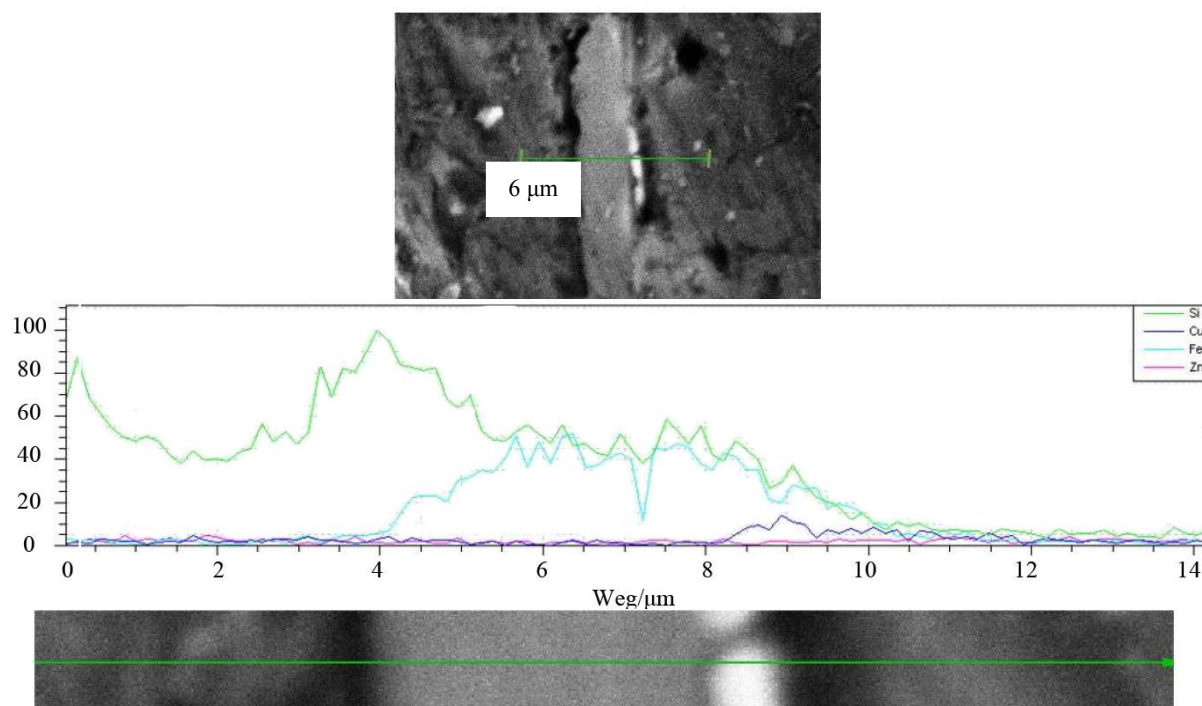
(معادله ۴) استفاده شد. این معادله برای محاسبه کسر وزنی جامد در محدوده ریخته‌گری نیمه‌جامد در یک دمای مشخص مناسب است. تحت این شرایط نفوذ در حالت جامد به‌صورت کامل و در حالت جامد به‌صورت غیرتعادلی یا غیرنفوذی صورت می‌پذیرد. این شرایط به‌عنوان شرایط انجماد غیرتعادلی که منجر به تشکیل ساختار جدایش یافته می‌شود، معروف است [۲۱].

$$F_s^{Sch} = 1 - \frac{(T_M - T)^{-1}}{(T_M - T_L)^{-1-k}} \quad (4)$$

در معادله (۴)، T_M ، T و T_L به ترتیب دمای ذوب آلیاژ خالص، دمای لحظه‌ای مذاب و دمای لیکوئیدوس است. مهم‌ترین پارامتر در معادله (۴)، K یا ضریب توزیع تعادلی است که تعیین عدد دقیق آن مستلزم درک صحیح فرایند و میزان تجمع عناصر آلیاژی جلوی جبهه انجمادی است. تا زمانی که رشد فلزات تحت شرایط عادی انجماد انجام می‌پذیرد، فرض بر این است که تعادل موضعی در فصل مشترک جامد مایع برقرار است.

مکانیزم تغییر شکل ذرات آلفای آلومینیوم در مدت زمان ۲۰ ثانیه در شکل (۱۰) نشان داده شده است. با افزایش زمان هم‌زدن مذاب دندریت‌های تشکیل شده در لبه قالب از محل‌های خود جدا می‌شوند و با تلاطم مذاب به قسمت‌های مختلف حرکت می‌کنند و در نهایت به علت اعمال تنش برشی وارده بر آنها از طرف عامل هم‌زننده، شکسته شده و خود آنها محل‌هایی ارجح برای جوانه‌زنی در مراحل بعدی انجماد می‌شوند. سپس این دندریت‌ها در راستای صفحات کریستالوگرافی خاصی کشیده و رشد می‌کنند. ادامه هم‌زدن، باعث کشیده شدن ساختارهای رُزت به یک طرف و در نتیجه به هم پیوستن بازوهای آنها می‌شود که باعث تشکیل ساختار شبه کروی و در نهایت کروی می‌شوند. نقاط ریز موجود در دانه‌های آلفای آلومینیوم مذاب گیر افتاده در آن است که به علت سرعت سرعش زیاد به‌صورت موضعی در بعضی از دانه‌ها منجمد می‌شود [۲۰].

در این قسمت برای محاسبه کسر وزنی جامد از معادله شایل



شکل ۱۱- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی به همراه تجزیه شیمیایی خطی از نمونه سریع سرده شده در حضور پنج ثانیه هم‌زدن مذاب

شیمیایی خطی استفاده شد. با استفاده از این تکنیک می‌توان مقدار وزنی یا اتمی عنصر آلیاژی سیلیسیوم اطراف یک فاز بین فلزی را مشاهده کرد و از روی آن مقدار ضریب توزیع تعادلی درحالتی که مذاب در حالت هم‌زدن در زمان‌های مختلف است، را به‌درستی محاسبه کرد.

شکل (۱۱) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی به همراه تجزیه شیمیایی خطی از نمونه سریع سرده شده در حضور پنج ثانیه هم‌زدن مذاب را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود خط تجزیه روی ذره بین فلزی آهن آلفا قرار گرفته است و بنابراین مقدار عنصر سیلیسیوم که در مجاورت آن درون جامد پس زده شده است، در هر فاصله مقداری متفاوت و مشخص است. این شرایط نشان‌دهنده این مطلب است که ذرات بین فلزی آهن آلفا نمی‌توانند سیلیسیم به مقدار زیادی در خود حل کند و از این رو این عنصر در اثر هم‌زدن در مذاب به‌صورت موضعی در جلوی جبهه ایجاد شده است و در فواصل مشخص دارای مقادیر مشخصی است. فلش موجود در شکل (۱۱) مقدار عنصر سیلیسیم در فصل مشترک جامد مایع بیان می‌کند که در واقع همان C_1 است.

بنابراین غلظت جامد در فصل مشترک توسط ضریب توزیع تعادلی غلظت مایع مربوط می‌شود).

$$k = \frac{C_s}{C_l} \quad (5)$$

مقدار C_s و C_l به ترتیب برابر غلظت عنصر حل شونده در فاز جامد (۱/۶۵) و مایع (۱۲/۶) است. با توجه به اینکه عنصر سیلیسیم اصلی‌ترین عنصر آلیاژی در سیستم مورد نظر است، از این رو مقدار ضریب توزیع تعادلی برای عنصر سیلیسیم طبق نمودار تعادلی فازی دوتایی آلومینیوم-سیلیسیم [۲۲] برابر ۰/۱۳ به‌دست خواهد آمد.

به‌دلیل اینکه وجود اغتشاش و تلاطم در مذاب ناشی از هم‌زدن است، بنابراین میزان توزیع و پراکندگی عناصر آلیاژی در هر لحظه از زمان ۲۰ ثانیه‌ای هم‌زدن متفاوت است و برای محاسبه ضریب توزیع تعادلی می‌بایست بررسی‌های ریزساختاری و تجزیه میکرونی روی آن انجام داد. به‌همین علت در زمان‌های ۲۰-۵ ثانیه هم‌زدن، نمونه به‌سرعت در یک قالب منجمد شد و پس از آماده‌سازی نمونه به‌منظور تعیین میزان عناصر آلیاژی در مجاور یک فاز بین فلزی از تجزیه

جدول ۴- مقدار مقدار ضریب توزیع تعادلی برحسب زمان هم‌زدن محاسبه شده توسط تجزیه خطی شیمیایی

زمان هم‌زدن (ثانیه)	مقدار ضریب توزیع تعادلی (k)	دمای اندازه‌گیری شده (درجه سانتی‌گراد)
۵	۰/۴۳	۶۰۳
۱۰	۰/۲۹	۵۸۱
۱۵	۰/۲۴	۵۷۲
۲۰	۰/۲۴	۵۶۹

به همین صورت، قسمتی از نمودار که به صورت تقریباً خطی است و با دایره علامت‌گذاری شده است، نماینده غلظت در جامد است که در زمان پنج ثانیه به مقدار تقریباً ثابتی از فصل مشترک رسیده است. بنابراین مقدار k ، تحت این شرایط ۰/۴۳ به دست آمد که از زمان صفر تا پنج ثانیه این مقدار برای محاسبه مقدار کسر وزنی جامد در نظر گرفته خواهد شد.

به همین ترتیب مقدار k در زمان‌های مختلف در جدول (۴) ارائه شده است. با توجه به شکل (۱۲) با افزایش زمان هم‌زدن و در نتیجه کاهش دمای مذاب، مقدار ضریب توزیع تعادلی کاهش می‌یابد که نشان از حل شدن بیشتر عنصر سیلیسیم و توزیع یکنواخت آن در جبهه انجماد و در نتیجه نزدیک شدن به مقدار تعادلی (۰/۱۳) است. با جایگذاری مقدار k تحت زمان‌های مختلف در معادله (۴)، معادله ضریب توزیع تعادلی و در نتیجه میزان کسر وزنی جامد به دست آمد. این نمودار نشان می‌دهد که از دمای ۶۳۰ درجه سانتی‌گراد تا دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد بیش از ۶۵ درصد کسر وزنی جامد تشکیل شده است. در واقع با کاهش در این محدوده دمایی ریزساختار اصلی قطعه تشکیل خواهد شد و زمان هم‌زدن ۱۰-۵ ثانیه صرف تشکیل کسر وزنی جامد و ۱۰ ثانیه بعدی صرف همگن و کروی‌تر کردن ریزساختار می‌شود.

۴-۳- تحلیل و مدل‌سازی شار حرارتی در مذاب قبل از

فرایند دایکاست

در بسیاری از ساختارهای انجمادی نحوه توزیع و انتقال حرارت مابین فازهای مختلف در فلز خالص یا آلیاژ چندجزئی و جداره و سطح قالب تأثیر مهمی بر ریزساختار نهایی قطعه و

بنابراین خواص فیزیکی و مکانیکی آن می‌گذارد. با اعمال قانون بقای انرژی برای سیستم مورد نظر و برابر قرار دادن انرژی گرمایی از دست رفته مذاب با انرژی دریافت شده توسط جداره قالب، سطح قالب و همچنین ذرات براده جامد طی مدت زمان ۲۰ ثانیه که با هم‌زدن مداوم مذاب همراه بود، می‌توان شار حرارتی در سیستم مورد نظر را برای پارامترهای مختلف مؤثر به دست آورد. مقادیر ثابت‌های انتقال حرارت برای آلیاژ و قالب مورد استفاده در این پژوهش در جدول (۵) گردآوری شده است [۱۵ و ۲۳].

طبق قانون بقای انرژی برای سیستم مذاب - قالب مورد نظر پارامترهایی که در کاهش دما مؤثر هستند توسط معادله (۶) محاسبه می‌شود. گرمای انتقال یافته از مذاب که باعث کاهش دمای آن از ۶۴۰ تا ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد شده است توسط ترم‌های معادلات جابجایی، هدایت و آنتالپی به صورت زیر و شکل (۱۳) خلاصه می‌شود.

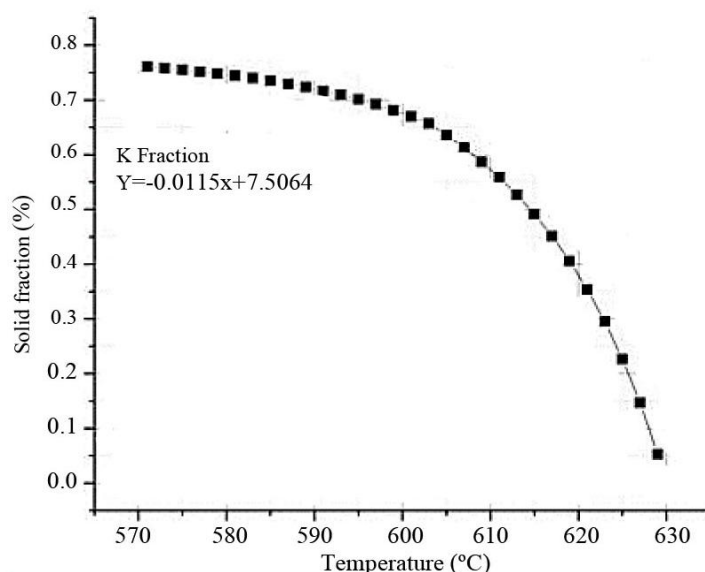
۱- میزان حرارت خارج شده از مذاب به صورت انتقال هدایتی از جداره قالب

۲- میزان حرارت خارج شده از سطح مذاب در مجاورت هوا

۳- میزان انرژی حرارتی صرف شده برای افزایش دمای براده‌ها تا دمای ۵۸۸ درجه سانتی‌گراد

۴- انرژی آنتالپی ذوب فاز یوتکتیک موجود در براده

$$\int_{588}^{640} m_1 c_p(T) dT = \int_0^{20} \frac{KAT}{d} dt + \int_0^{20} hA(T_1 - T_\infty) dt + f_s \times \int_{200}^{588} m_1 c_p(T) dT + \Delta H_f \times f_s \times \frac{9.67 - 1.65}{12.6 - 1.65} \times m_l \quad (6)$$



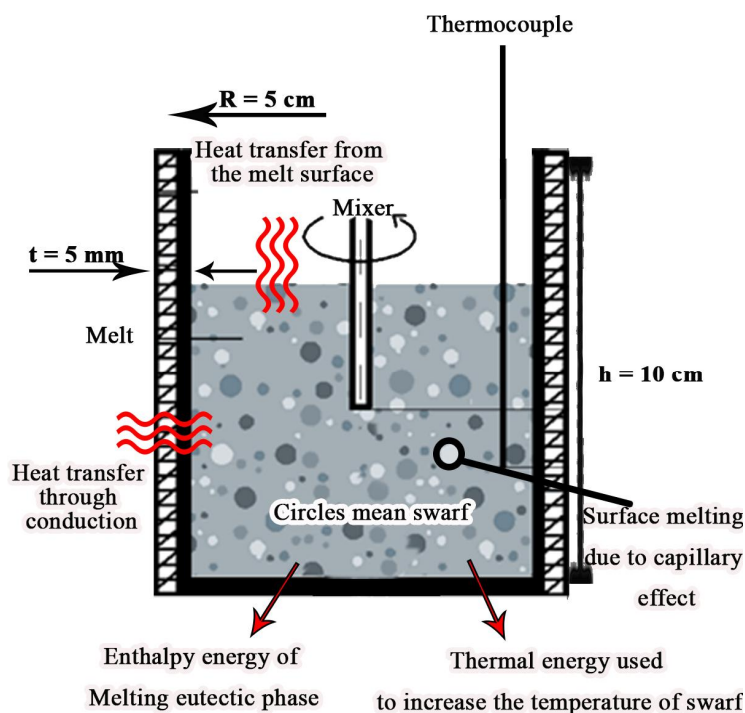
شکل ۱۲- نمودار میزان کسر وزنی جامد بر حسب دما در زمان‌های هم‌زدن مختلف

جدول ۵- مقدار ثابت‌های انتقال حرارت برای آلیاژ و قالب مورد استفاده در این پژوهش [۱۵ و ۲۳]

۱,۴۹۰	وزن مذاب (گرم)
۹۱۳	دمای اولیه مذاب (کلوین)
۸۶۳	دمای ثانویه مذاب (کلوین) - دمای ریختگی
۵۵/۴	ضریب هدایت حرارتی آهن در دمای بالا (w/m*K)
۱۰	ضریب انتقال حرارتی از سطح مذاب به روش جابه‌جایی (w/m²*K)
۱۲۰	وزن براده (گرم)
۰/۰۰۵	ضخامت جداره قالب (متر)
۰/۰۱	مساحت مذاب در تماس با سطح داخلی قالب (متر مربع)
۰/۰۰۸	مساحت سطح بالایی مذاب در تماس با هوا (متر مربع)
$C_p = 0.7284 + 5 \times 10^{-4}T - 8 \times 10^{-7}T^2$	رابطه ظرفیت گرمایی ویژه بر حسب دما (J/g.K°)
۳۷۱	گرمای نهان ذوب فاز یوتکتیک براده (J/g)
۹۶/۲	ضریب هدایت حرارتی آهن در دمای بالا (w/m*K)

می‌شود. به دلیل اختلاف دمای بالای مذاب با جداره قالب در ابتدا سرعت سرمایش در نزدیکی جداره قالب به شدت افزایش می‌یابد، به طوری لایه‌ای از مذاب به ضخامت $\delta = 0.5$ میلی‌متر از جداره قالب در همان ابتدای فرایند به صورت دندریتی منجمد می‌شود. این لایه سریع منجمد شده با ضریب هدایت حرارتی برابر با 96 W/mK باعث کاهش انتقال حرارت از طریق جداره قالب می‌شود.

در معادله فوق، به دلیل آنکه ضخامت جداره قالب (0.005 متر) نازک است، و سرعت هدایت حرارتی در آهن و آلیاژهای آن به نسبت زیاد است، در عمل، اختلاف دما بین سطح داخلی و خارجی جداره بسیار کم در نظر گرفته می‌شود. هنگامی که مذاب به داخل پاتیل که پیش از این تا دمای 200 درجه سانتی‌گراد پیش گرم شده و براده‌هایی با ترکیب شیمیایی مشابه مذاب در کف آن قرار داده شده‌اند، ریخته



شکل ۱۳- شکل نمادین پارامترهای اثرگذار در کاهش دمای مذاب طبق قانون بقای انرژی

یوتکتیک موجود در براده ذوب شده‌اند که البته این مشاهده با نتایج حاصل از معادله شار حرارتی که پیش‌بینی ذوب مقداری فاز یوتکتیک، تقریباً برابر با ۲۰ درصد، را کرده بود، تناقض دارد. زیرا طبق این معادلات در صورتی که فاز یوتکتیک تمامی انرژی گرمای نهان ذوب خود را از مذاب دریافت کرده باشد، بایستی دمای ثانویه مذاب از آنجا که به صورت تجربی محاسبه شده است، کمتر باشد. برای توضیح مکانیزم کنترل این فرایند لازم است ابتدا ساختار و مورفولوژی فاز یوتکتیک و آلفا را در براده‌ها بررسی کنیم. مطابق تصاویر میکروسکوپی نوری به راحتی مشاهده می‌شود که ساختار آلفا در براده به صورت دندریتی بوده و فاز یوتکتیک در بین فواصل بازوهای یوتکتیک قرار دارد. حین هم‌زدن مذاب در دمای بالا و تغییر شکل و مورفولوژی ذرات دندریت فاز آلفا و افزایش و اصلاح کرویت آنها، فاز یوتکتیک موجود در براده به دلیل جریان مذاب سیال و انرژی جنبشی دریافت شده حین هم خوردن به ذرات بسیار ریز با سطح ویژه بالا که انرژی سطحی بالایی دارد، تبدیل می‌شود. به دلیل درصد پایین سیلیسیوم در فاز یوتکتیک، این

طبق معادله (۶) و عددگذاری در آن طبق شرایط تجربی آزمایش انجام شده، مشاهده می‌شود که با ورود مذاب به داخل پاتیل و هم‌زدن آن به طور مداوم به مدت ۲۰ ثانیه که باعث جدایش و تحرک فازهای مختلف موجود در براده نظیر فاز آلفا، فازهای بین فلزی و فاز یوتکتیک در داخل مذاب می‌شود، مقداری از فاز یوتکتیک در مذاب حل می‌شود و با غلبه بر انرژی فصل مشترک بین فاز آلفا و فاز یوتکتیک، تنها مورفولوژی و کرویت ذرات آلفای اولیه به دلیل نقطه ذوب به نسبت بالاتر تغییر می‌یابد و حین هم‌زدن اندازه‌شان یکنواخت‌تر و توزیع‌شان همگن‌تر می‌شود. دلیل آنکه مطابق معادله شار حرارتی تمام فاز یوتکتیک موجود در براده ذوب نمی‌شود، سرعت گرمایش بالای براده‌ها است که تقریباً معادل ۶/۵ درجه بر ثانیه است. این سرعت گرمایش بالا منجر به تغییر موضع خطوط تعادلی دیاگرام فازی آلومینیوم-سیلیسیوم و جابه‌جایی آن به سمت دماهای بالاتر برای استحاله ذوب می‌شود. با توجه به تصاویر متالوگرافی نمونه‌هایی که به مدت ۲۰ ثانیه هم زده شده‌اند، به نظر می‌رسد که تمامی فازهای

استحاله چشم‌پوشی کرد و تنها اثر آن را به‌عنوان ذوب بخشی از فاز یوتکتیک (معادل ۲۰ درصد) در نظر گرفت.

به‌منظور به‌دست آوردن مقدار درصد افزودن براده در دما و زمان‌های مختلف با قرار دادن مقادیر گفته شده در معادله (۶) برحسب پارامترهای مختلف نظیر مدت زمان هم‌زدن مذاب، نسبت وزنی براده به مذاب و دمای اولیه مذاب معادله (۹) و معادله (۱۰) به‌دست آمد:

$$f_s = \frac{1.083T + 3.725 \times 10^{-4} T^2}{415.709} + \frac{-3.9783 \times 10^{-7} T^3 - 946.4}{415.709} \quad (9)$$

$$f_s = \frac{41.957 - 0.5872t + 0.104 \times 10^{-3} t^2}{415.7} \quad (10)$$

شکل (۱۴) نمودار تغییرات درصد وزنی افزودن براده به مذاب در دماهای مختلف در مدت‌زمان هم‌زدن ۲۰ ثانیه را نشان می‌دهد. در واقع این نمودار بیان می‌کند که حداقل دما به‌منظور رسیدن به شرایط ریزساختاری مشابه درحالتی که به مذاب براده اضافه نکرد، ۶۰۲ درجه سانتی‌گراد است. تزریق تحت این شرایط باعث می‌شود که مذاب شرایط حرارتی و انجمادی یکسانی را با نمونه‌ای که در دمای ۶۴۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۰ ثانیه به‌منظور همگن‌سازی هشت درصد وزنی براده اضافه شده بود را تجربه کند. با کاهش دمای مذاب، پتانسیل حل شدن ذرات براده به‌صورت خطی کاهش می‌یابد، به‌طوری که در دمای ۶۳۰ درجه سانتی‌گراد و زمان هم‌زدن ۲۰ ثانیه، تنها می‌توان حدود ۵/۵ درصد وزنی براده به مذاب اضافه کرد تا دمای تزریق آن به ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد برسد.

مطابق با نمودار شکل (۱۴)، اثر تغییرات درصد وزنی افزوده شدن براده به مذاب در زمان‌های مختلف در دمای تزریق ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد در شکل (۱۵) درجه سانتی‌گراد به‌صورت نمودار رسم شده است. مطابق این نمودار، اگر به مذاب در دمای ۶۴۰ درجه سانتی‌گراد براده اضافه نشود، مدت زمان ۷۲ ثانیه طول می‌کشد تا دمای مذاب به دمای تزریق نمونه با هشت درصد وزنی براده همگن‌سازی شده به مدت ۲۰ ثانیه که برابر ۵۸۸ درجه سانتی‌گراد است، برسد.

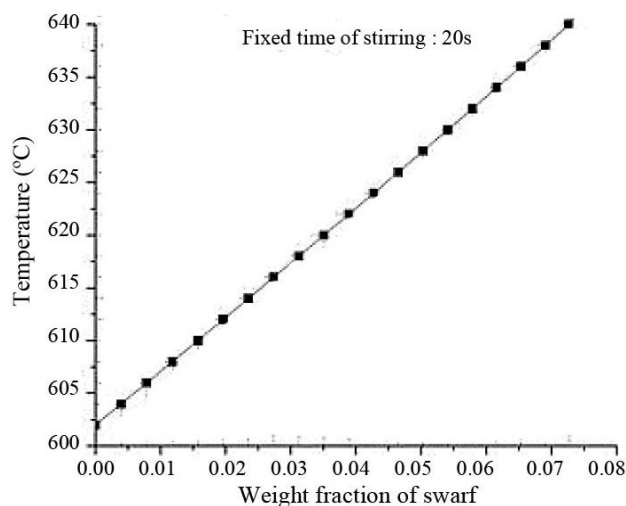
نوع فاز از نوع یوتکتیک رشته‌ای نامنظم است و به‌همین دلیل می‌توان فرض کرد که سطح خارجی یک ذره کرووی از فاز یوتکتیک بیشتر شامل فاز آلفا است. از این‌رو ضریب گیبس-تامسون برای بررسی اثرات موئینگی و پایداری ذرات جامد معلق فاز یوتکتیک در داخل مذاب حین هم خوردن به‌صورت $\alpha\Gamma = 2 \times 10^{-7}$ در نظر گرفته می‌شود. مقدار شعاع میانگین محاسبه شده توسط نرم‌افزار MIP برای ذرات فاز یوتکتیک تقریباً برابر با ۱۰ میکرومتر است. همان‌طور که اشاره شد مقدار ۲۰ درصد از فاز یوتکتیک به موجب دمای بالای مذاب که حدود ۱۰ درجه بیشتر از دمای استحاله یوتکتیک است، و توسط معادلات شار حرارتی محاسبه شد، ذوب می‌شود و در نتیجه اندازه میانگین شعاع ذرات از این مقدار نیز کمتر است. تغییر در نقطه ذوب به‌علت اثر انحنا یا تحت تبرید گیبس-تامسون به‌صورت زیر تعیین می‌شود [۲۴]:

$$T_r = K\Gamma \quad (7)$$

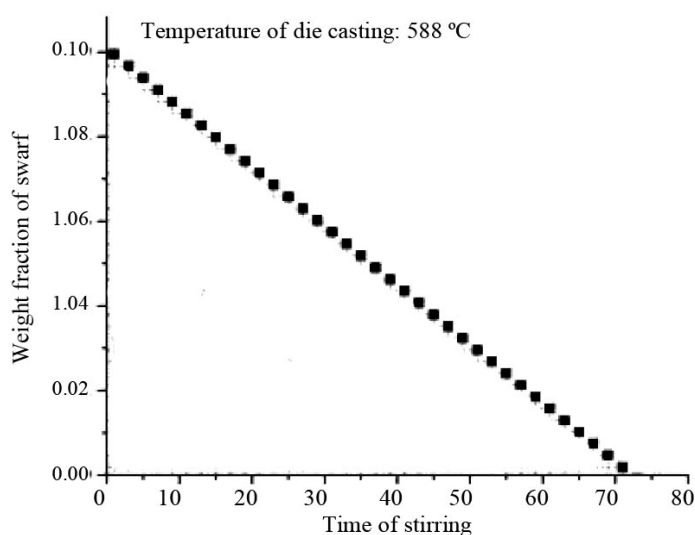
که در معادله (۷) (K) انحنا و (Γ) ضریب گیبس-تامسون هستند. انحنا می‌تواند به‌صورت زیر تعریف شود:

$$K = \frac{dA}{dv} = \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \quad (8)$$

که r_1 و r_2 شعاع‌های اصلی انحنا هستند. بنابراین، انحنا یک کره برابر با $\frac{2}{r}$ است. با در نظر گرفتن شعاع میانگین حدود ۱۰ میکرومتر و قرار دادن مقادیر فوق در معادله (۸)، مقدار تحت تبرید گیبس-تامسون برابر با چهار درجه سانتی‌گراد به‌دست می‌آید. بنابراین با وجود سرعت بالای گرمایش که خط تعادلی استحاله ذوب یوتکتیک را به دلیل کافی نبودن زمان برای انجام نفوذ به سمت دماهای بالاتر جابه‌جا می‌کند، پارامتر تحت تبرید گیبس-تامسون به‌عنوان عامل کمک کننده ذوب اثر سرعت گرمایش را تا حدی جبران می‌کند. نکته قابل توجه این است که این تحت تبرید باعث ذوب موضعی در فصل مشترک ذرات و مذاب می‌شود که در ابتدا کند پیش می‌رود ولی به‌مرور به دلیل آنکه شعاع ذرات از مقدار بحرانی آن کوچک‌تر می‌شود، ذرات ناپایدار می‌شوند و با سرعت بیشتری در مذاب به‌طور کامل ذوب می‌شوند. بنابراین می‌توان از اثر انتقال حرارت از مذاب به فاز یوتکتیک برای انجام کامل



شکل ۱۴- نمودار تغییرات درصد وزنی افزوده شدن براده به مذاب در دماهای مختلف در مدت زمان هم زدن ۲۰ ثانیه



شکل ۱۵- نمودار تغییرات درصد وزنی افزوده شدن براده به مذاب در زمان‌های مختلف در دمای تزریق ۵۸۸ درجه سانتی‌گراد

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- کاهش دمای تزریق از ۵۹۰ به ۵۸۰ درجه سانتی‌گراد یا به عبارتی افزایش کسر جامد تا حدی می‌تواند باعث بهبود ساختار و تغییرات ساختار از دندریتی به ساختار کروی شود.
- ۲- حضور براده در دامنه انجماد مذاب آلومینیم، باعث افزایش تعداد ذرات فاز جامد آلفای اولیه به همراه رشد آنها می‌شود.
- ۳- بهینه‌ترین مقادیر میانگین قطر ذرات جامد فاز جامد آلفای اولیه به میزان ۷۱/۷۴ میکرومتر در دمای ۵۸۰ درجه سانتی‌گراد است.

همچنین این نمودار نشان می‌دهد که با افزوده شدن ۱۰ درصد وزنی براده به مذاب دمای آن در مدت زمان ۲-۳ ثانیه به ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد می‌رسد. به‌طور مشابه افزودن ۵/۵ درصد وزنی براده به مذاب نیاز به هم‌زدن و هم‌گن‌سازی ۳۵ ثانیه‌ای آن است. با افزایش زمان هم‌زدن، میزان پذیرش براده در مذاب به‌صورت خطی کاهش می‌یابد. با استفاده از نمودارهای شکل (۱۴) و شکل (۱۵) می‌توان پیش‌بینی درستی از زمان، میزان کاهش دما و درصد وزنی مجاز اضافه شدن براده در هر دما و زمان را حین هم‌زدن مذاب به‌دست آورد.

می‌رسد. به‌طور مشابه افزودن ۵/۵ درصد وزنی براده به مذاب نیاز به هم‌زدن و هم‌گن‌سازی ۳۵ ثانیه‌ای آن است.

تشکر و سپاسگزاری

از گروه مواد دانشگاه فردوسی مشهد، آزمایشگاه متالوگرافی دانشگاه فردوسی مشهد، کارگاه ریخته‌گری دانشگاه فردوسی مشهد تشکر و قدردانی به‌عمل می‌آوریم.

۴- نتایج مربوط به شار حرارتی نشان داد که با کاهش دمای مذاب، پتانسیل حل شدن ذرات براده به‌صورت خطی کاهش می‌یابد، به‌طوری که در دمای ۶۳۰ درجه سانتی‌گراد و زمان هم‌زدن ۲۰ ثانیه، تنها می‌توان حدود ۵/۵ درصد وزنی براده به مذاب اضافه کرد تا دمای تزریق آن به ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد برسد. همچنین با افزوده شدن ۱۰ درصد وزنی براده به مذاب دمای آن در مدت زمان ۲-۳ ثانیه به ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد

واژه‌نامه

1. thixoforming
2. stress-induced and melt-activated (SIMA)
3. magneto hydrodynamic stirring (MHD)
4. enthalpy exchange material (EEM)
5. optic emission spectrometer (OES)
6. Scheil
7. Keller
8. metallography information processing (MIP)
9. scanning electron microscopy (SEM)
10. energy dispersive spectroscopy (EDS)

مراجع

1. Santos, J., "Al-7Si-Mg Semi-Solid Castings-Microstructure and Mechanical Properties", Ph.D. Thesis, Jönköping University, School of Engineering, 2018.
2. Motegi, T., Tanabe, F., and Sugiura, E., "Continuous Casting of Semisolid Aluminium Alloys", *Materials Science Forum*, Vol. 396, pp. 203-208, 2002.
3. Payandeh, M., Sabzevar, M. H., Jarfors, A. E., Wessén, M., "Solidification and Re-melting Phenomena During Slurry Preparation Using the RheoMetal™ Process", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 48, pp. 2836-2848, 2017.
4. Giordano, P., and Chiarmetta, G., "Thixo and Rheo Casting: Comparison on a High Production Volume Component", *Proceedings of the 7th S2P Advanced Semi-solid Processing of Alloys and Composites*, ed Tsutsui, Kiuchi, Ichikawa, Tsukuba, Japan, Vol. 14, pp. 665-670, 2002.
5. Haghparast, A., Nourimotlagh, M., and Alipour, M., "Effect of the Strain-Induced Melt Activation (SIMA) Process on the Tensile Properties of a New Developed Super High Strength Aluminum Alloy Modified by Al5Ti1B Grain Refiner", *Materials Characterization*, Vol. 71, pp. 6-18, 2012.
6. Tzimas, E., and Zavaliangos, A., "Evolution of Near-Equiaxed Microstructure in the Semisolid State", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 289, pp. 228-240, 2000.
7. Eigenfeld, I. K., and Djurdjevic, I. M., "Impact of Casting Parameters and Chemical Composition on the Solidification Behaviour of Al-Si-Cu Hypoeutectic Alloy", *Doktoringenieurin / Doktoringenieur (Dr.-Ing.) von Dipl.-Ing. Jelena Pavlovic-Krstic geb. 02.01.1979. in Zajecar, Serbien genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau*.
8. Shiomi, M., Takano, D., Osakada, K., and Otsu, M., "Forming of Aluminium Alloy at Temperatures Just Below Melting Point", *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 43, pp. 229-35, 2003.
9. Azadrooy, D., and Saghafian, H., "The Microstructural Study of in Situ Al Alloy 319 Based Composite Reinforced by Iron-Based Intermetallic Produced by Stir Casting Process", *Journal of Advanced Materials In Engineering*, Vol. 36, pp. 111-126, 2017.
10. Kolahdooz, A., and Mousavi, M. L., "Optimization of Microstructural Variations and Mechanical Properties of Aluminum Alloy A360 Produced by Semi-Solid Casting Method", *Journal of Solid State Engineering*, Vol. 8, pp. 59-70, 1394.
11. Ratke, L., Sharma, A., and Kohli, D., "Effect of Process Parameters on Properties of Al-Si Alloys Cast by Rapid Slurry Formation (RSF) Technique", *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Vol. 27, pp. 12-68, 2012.
12. Flemings, M. C., "Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 22, pp. 957-981, 1991.
13. *Metals hand book, Vol 9: Metallography and Microstructures*, ASM, USA, 1998.
14. Mora, C., and Kwan, A., "Sphericity, Shape Factor, and Convexity Measurement of Coarse Aggregate for Concrete using Digital Image Processing", *Cement and Concrete Research*, Vol. 30, pp. 351-358, 2000.
15. Kaufman, J. G., and Rooy, E. L., *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*, ASM International, 2004.
16. Nafisi, S., and Ghomashchi, R., *Semi-Solid Processing of Aluminum Alloys*, Springer, 2016.
17. Maniara, R., Dobrzański, L., Krupiński, M., and Sokołowski, J., "The Effect of Copper Concentration on

- the Microstructure of Al-Si-Cu Alloys”, *Archives of Foundry Engineering*, Vol. 7, pp. 119-124, 2007.
18. Damavandi, E., Nourouzi, S., and Rabiee, S. M., “Effect of Porosity on Microstructure and Mechanical Properties of Al_2O_3 (p)/Al-A356 MMC”, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, pp. 55-64, 2015.
 19. Janudom, S., Rattanochaikul, T., Burapa, R., Wisutmethangoon, S., and Wannasin, J., “Feasibility of Semi-Solid die Casting of ADC12 Aluminum Alloy”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 20, pp. 1756-1762, 2010.
 20. Pola, A., Tocci, M., and Kapranos, P., “Microstructure and Properties of Semi-Solid Aluminum Alloys: A Literature Review”, *Metals*, Vol. 8, p. 181, 2018.
 21. Tzimas, E., and Zavaliangos, A., “Evaluation of Volume Fraction of Solid in Alloys Formed by Semisolid Processing”, *Journal of Materials Science*, Vol. 35, pp. 5319-5330, 2000.
 22. Metals Hand Book, Vol 3: *Alloy Phase Diagrams*, ASM, 1992.
 23. Handbook, A., Volume 15 Casting, *Materials Park: ASM International*, 2008.
 24. Davis, S. H., *Theory of Solidification*, Cambridge University Press, 2001.