

## بررسی مکانیزم انجماد و ریزساختار نهایی قطعه ریخته گری شده نیمه جامد الیاز A380 با افزودن براده و تزریق در ماشین دایکاست

هومن هادیان<sup>۱\*</sup>، محسن حداد سبزواری<sup>۲</sup>، محمد مزینانی<sup>۳</sup>

۱- دانشجوی دکتری، گروه مواد و مهندس متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

۲- استاد، عضو هیات علمی گروه مواد و مهندس متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

۳- دانشیار، عضو هیات علمی گروه مواد و مهندس متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

\*مسئول مکاتبات: [navidganjehie@yahoo.com](mailto:navidganjehie@yahoo.com)

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۰۶/۱۱، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۹/۳۰)

**چکیده:** تولید قطعات صنعتی به روش های نیمه جامد، امروزه به عنوان روش نوینی مطرح است. به دلیل زمان بر بودن فرآیند تهیه دوغاب در این روش ها، روش های مختلفی به منظور تولید قطعات با ساختار غیر دندریتی در کوتاه ترین زمان ممکن ابداع شده است. به عنوان نمونه، روش مواد مبادله گر آنتالپی (EEM) یکی از متداولترین فرایندها می باشد که ناشی از مجاورت دو ماده با آنتالپی بالا و پایین می باشد. در این تحقیق تاثیر اضافه نمودن براده بر ساختار قطعات ریخته گری شده دایکاست بروی آلیاژ آلومینیوم A380 مورد بررسی قرار گرفته است و امکان پذیری تغییر ساختار در شرایط دمایی متفاوت بررسی گردیده است. ریزساختار قطعات از دندریتی به گلوبولار تغییر یافته است و ریزساختار عمدتاً شامل دانه های فاز آلفا، یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی بوده و مطابق نتایج SEM توزیع عناصر مس و آهن در مرزهای دانه های آلومینیوم مشاهده شده است. همچنین مقدار کسر وزنی جامد با استفاده از نتایج آزمون حرارتی محاسبه شد و با تصاویر میکروسکوپی تصدیق گردید.

### واژه های کلیدی:

ریخته گری نیمه جامد، ریزساختار، کسر جامد، براده، انجماد.

### ۱- مقدمه

همراه هم زدن مذاب ایجاد می گردد [۲-۴]. ارتباط بین مراحل ذوب و تشکیل آلیاژ نیمه جامد آلومینیوم با استفاده از مواد مبادله گر آنتالپی<sup>۱</sup> در زمان های مختلف با استفاده از روش تجاری RheoMetal توسط پاینده و همکارانش [۳] بررسی شده است. مطالعات ریزساختاری در این روش نشان داد که در مراحل اولیه فرآیند سه ناحیه مختلف شامل تک لایه انجمادی، فصل مشترک مایع و جامد و منطقه ذوب اولیه ایجاد می شوند. با افزایش مدت زمان فرآیند، عمده فازهای یوتکتیک Al-Si شروع به ذوب شدن می کنند و ذرات کروی آلومینیوم

ساخت قطعات صنعتی از آلیاژهای آهنی و غیر آهنی در حالت نیمه جامد امروزه به عنوان روشی نوین مطرح است [۱]. رفتار منحصر به فرد آلیاژهای آلومینیومی که به صورت نیمه جامد ریخته گری شده است، همواره این روش را به عنوان یکی از روش های تولید قطعات حساس و نزدیک به شکل نهایی مد نظر قرار داده است. تحقیقات جدید منجر به ابداع روش های متنوعی شده است که امکان ایجاد ساختار غیر دندریتی را در کوتاه ترین زمان ممکن فراهم سازد. در اینگونه روش ها ساختار غیر دندریتی از طریق ایجاد یک ناحیه سرد کننده موضعی داخل مذاب و به

مطالعه و آزمایش قرار گرفت. نمونه سازی ها در کارخانه تکال گستر انجام شدند. با توجه به بررسی های صورت گرفته مقدار ۸/۱ وزنی براده به مذاب اضافه گردید. وزن مذاب داخل بوته ۱/۴۹۰ کیلوگرم بود که مقدار براده اضافه شده ۱۲۰ گرم محاسبه و به داخل بوته اضافه شد. براده های مورد نیاز از شمش آلومینیوم مورد نظر توسط دستگاه تراش در اندازه مورد نظر تهیه شدند. بعد از شستشو و جدا سازی ذرات آهن احتمالی توسط آهنربا، نمونه ها خشک شدند و از براده با سایز بین سرنندی ۴ و ۳/۸ استفاده گردید. ابتدا براده ها در کف بوته ای که از قبل پیش گرم (دمای °C ۲۰۰) شده بود، قرار گرفت و پس از اضافه کردن مذاب با فوق ذوب کافی به مدت حدود ۲۰ ثانیه هم زده شد و سپس توسط ماشین ریخته گری تحت فشار، قالب گیری شدند. دمای مذاب از ابتدا تا انتهای فرآیند توسط ترموکوپل نوع K که قابلیت اندازه گیری دما تا °C ۱۲۰۰ را دارا می باشد، اندازه گیری شد و کاهش دمای آلیاژ در اثر افزودن براده و همزدن براده ثبت گردید. دمای پیش گرم کردن قالب تأثیر چندانی روی اندازه فازهای جامد آلفای اولیه نداشته، بلکه روی توزیع و مورفولوژی ریزساختار حاصل از واکنش یوتکتیکی اثر گذارتر بوده است [۷]. عملیات ریخته گری نمونه های مرجع توسط ماشین دایکاست در دماهای °C ۵۸۸ و °C ۶۳۰ به منظور مقایسه و بررسی ریزساختار اولیه انجام شد و عملیات افزودن براده و همزدن آن در دو دمای °C ۶۳۰، °C ۶۴۰ صورت پذیرفت. لازم به ذکر است که با افزودن براده، دمای مذاب به ترتیب به °C ۵۸۸، °C ۵۷۵ کاهش یافت. در نهایت نمونه ها بصورت شکل (۱) ریخته گری و برای متالوگرافی آماده شدند.



شکل (۱): (الف): قطعات دایکاست شده پس از عملیات افزودن براده و (ب):

مقطعه برش خورده از قطعات دایکاست به منظور بررسی های ریزساختاری

آلومینیوم را تشکیل می دهند. اثر دما بروی ریزساختار آلیاژ آلومینیوم A356 تولید شده توسط فرآیند ریخته گری نیمه جامد روی سطح شیب دار خنک کننده توسط نوروزی و همکارانش [۵] صورت گرفته است. گزارش شده است که در بهترین شرایط دمای بارریزی °C ۶۲۵، شیب ۵۰ درجه با طول ۵۰ سانتی متری مقادیر قطر میانگین دانه ها و فاکتور شکل به ترتیب ۸۰/۷ میکرومتر و ۰/۶۴ بدست آمده است. ساختار نهایی بسیار ریز دانه و شکل دانه ها، کروی گزارش شده است.

در این پژوهش تأثیر اضافه نمودن براده بر تغییر ریزساختار قطعات آلومینیومی ریخته گری شده مورد مطالعه قرار گرفته است و امکان پذیری تغییر ساختار آلیاژ آلومینیم A380 در قالب فلزی با افزودن براده بررسی شده و نمونه نیمه جامد با ساختار تغییر شکل یافته دندریتی به گلبولار بدست آمده است. با تکرار آزمایشات، مقادیر بهینه کسر وزنی براده، روش مناسب اضافه نمودن براده و دمای ریخته گری مشخص گردید. جوانه زنی در این نوع از آلیاژها با توجه به وجود عامل ثانویه (ذرات بین فلزی)، غالباً از نوع جوانه زنی ناهمگن می باشد. اما عامل موثر بر شکل و مورفولوژی نمونه های منجمد شده، پدیده رشد می باشد که عامل اصلی در نوع ریزساختار نهایی نمونه ها می باشد. آلیاژهای آلومینیومی A380 دارای رشد یوتکتیکی نامنظم می باشند. رشد یوتکتیکی نامنظم در این آلیاژها به دلیل دارا بودن مقدار وزنی سیلیسیم در منطقه یوتکتیک می باشد. در این نوع سیستم ها ممکن است یک عنصر سوم در ترکیب شیمیایی آلیاژ منجر به تشکیل یک لایه مرزی نفوذی بلند برد در مقابل فصل مشترک جامد/مایع، کل مورفولوژی را ناپایدار کند و به عبارتی باعث بوجود آمدن سه فاز آلفا، بتا (فاز غنی از سیلیسیم) و یوتکتیک شود. این فازها می توانند در اشکال سلولی و دندریتی ظاهر شوند [۶].

## ۲- مواد و روش انجام تحقیق

### ۲-۱- نمونه سازی (عملیات ریخته گری)

در این مرحله از پژوهش اثر اضافه نمودن براده به مذاب آماده شده جهت تزریق به ماشین ریخته گری تحت فشار بالا مورد

$$SF = \frac{1}{\sum_1^N (P^2/4\pi A)/N} \quad (2)$$

سطح مقطع عرضی نمونه‌های ریخته گری شده، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی<sup>۴</sup> مدل VEGA/TESCAN که به طیف سنج تفکیک انرژی جهت آنالیز شیمیایی مجهز بود، مورد بررسی قرار گرفت.

#### ۲-۴-۴ آزمون حرارتی

به منظور تعیین دمای سالیدوس، لیکوئیدوس و اندازه گیری تغییرات وزن ماده از دمای اتاق تا دمای ذوب، از نمونه مرجع ریخته گری شده در دمای °C ۶۳۰ آنالیز حرارتی همزمان<sup>۵</sup> (STA) بعمل آمد. رفتار حرارتی نمونه مرجع ریخته گری شده توسط دستگاه مدل TA SDT-Q600 از دمای اتاق تا دمای °C ۶۵۰ با نرخ °C/min ۳۰ در اتمسفر آرگون صورت گرفت. به منظور محاسبه کسر جامد مذاب از نمودار دما بر حسب جریان گرما و معادله ی (۳) استفاده شد. میزان کسر وزنی جامد طبق محاسبات ترمودینامیکی [۹-۱۰] محاسبه می گردد. در این رابطه m وزن نمونه (گرم) مورد آزمایش،  $\Delta H$  گرمای ناشی از فرآیند ذوب بر حسب mW/g و Q(T) میزان گرمای جذب شده از دمای ذوب تا دمای مشخصه بر حسب T(K) mW/g می باشد.

$$f_s(T) = 1 - \left(\frac{1}{m \cdot \Delta H}\right) \cdot Q(T) \quad (3)$$

#### ۳- نتایج و بحث

##### ۳-۱ آنالیز حرارتی

نمودار جریان حرارتی بر حسب دما برای نمونه مرجع ریخته گری شده در دمای °C ۶۳۰ در شکل (۲) ارائه شده است. دمای سالیدوس و لیکوئیدوس نمونه ریخته گری در جدول (۲) محاسبه و اندازه گیری شده است. نرخ حرارتی °C/min ۳۰ باعث شده است که دمای لیکوئیدوس به مقدار قابل ملاحظه ای افزایش پیدا کند. افزایش نرخ حرارتی باعث تولید انرژی زیادی در قطعه می گردد و عناصر مختلف موجود در الیاژ آلومینیوم، مقدار زیادتری از این

#### ۲-۲ آزمون کوآنتومتری

پس از آماده سازی نمونه‌های ریخته گری، جهت تعیین ترکیب شیمیایی از آزمون اسپکترومتری نشر نوری<sup>۲</sup> استفاده گردید. برای هر نمونه از ۳ نقطه، آنالیز ترکیب شیمیایی به عمل آمد و میانگین نتایج آن‌ها، معیار آزمون در نظر گرفته شد (جدول).

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلومینیوم دایکاست اولیه

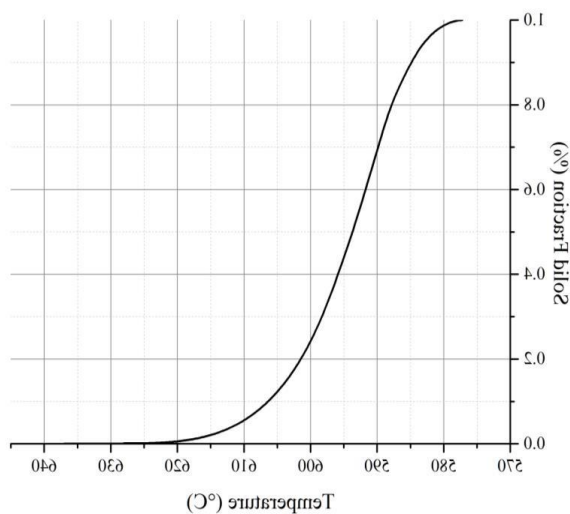
Mg	Mn	Cu	Fe	Si	wt%	آلیاژ
۰/۱۲۵	۰/۱۹۳	۲/۶۵	۱/۵۸	۹/۶۷		
Al	Pb	P	Ti	Zn		آلومینیوم
بقیه	۰/۱۲۸	۰/۰۱۱	۰/۰۳	۱/۸۵		

#### ۲-۳ بررسی‌ها و آنالیز ریزساختار

به منظور آماده سازی نمونه‌های ریخته گری شده، نمونه‌ها ابتدا تا شماره ۳۰۰۰ با کاغذ سنباده و سپس به کمک سوسپانسیون الماس ۰/۲۵ میکرون ساخت شرکت IMPTECH آلمان پولیش شدند و با میکروسکوپ نوری (صایران مدل IMI-420) مورد بررسی قرار گرفتند. به منظور حک شیمیایی از محلول کلر<sup>۳</sup> استفاده شد [۸]. زمان نگهداری نمونه‌ها در محلول اچ ۶ تا ۸ ثانیه بود. برای محاسبه اندازه و میزان کرویت ذرات جامد فاز اولیه، دو پارامتر قطر متوسط و فاکتور شکل برای ۳۰ ذره در هر نمونه با استفاده از نرم افزار آنالیز (MIP) و با استفاده از معادلات (۱) و (۲) اندازه گیری شدند. در این معادله A، P و N به ترتیب محیط دانه بر حسب میکرومتر مربع، مساحت دانه بر حسب میکرومتر و تعداد دانه های شمارش شده توسط نرم افزار می باشند. پارامتر فاکتور شکل برای ذرات کرووی یک می باشد و با تغییر شکل ذرات به صفر نزدیک می شود. قابل ذکر است که افزایش فاکتور شکل بیانگر کرووی تر شدن دانه‌ها است.

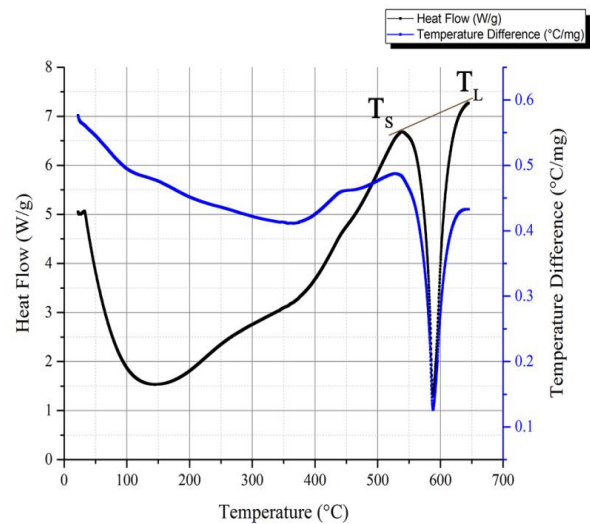
$$D_{av} = \frac{\sum_1^N \sqrt{4A/\pi}}{N} \quad (1)$$

می‌باشد. این بدان معنی است که نصف کسر وزنی جامد در محدوده دمایی  $25^{\circ}\text{C}$  بالاتر از خط یوتکتیک رخ داده است. دمای  $591^{\circ}\text{C}$  مرز بین تشکیل  $50\%$  درصد کسر وزنی جامد در مذاب می‌باشد. در واقع افزودن براده به مذاب و هم زدن آن به مدت  $20$  ثانیه، سبب کاهش دمای مذاب شده و بنابراین مذاب در شرایطی قرار می‌گیرد که پتانسیل لازم برای انجماد کامل را دارا می‌باشد. هدف اصلی در فرآیند ریخته گری نیمه جامد، تشکیل کسر وزنی زیاد و بهینه جامد در مذاب می‌باشد و لذا تزریق مذاب نمونه در دمای  $588^{\circ}\text{C}$  این خواسته را تأمین کرده است. میزان کسر وزنی ایجاد شده در دمای  $588^{\circ}\text{C}$  مطابق با شکل (۳) به مقدار  $68\%$  درصد اندازه گیری شد. مقدار کسر وزنی باقیمانده توسط نرم افزار MIP (محاسبه گر کسر وزنی) اندازه گیری شد که این مقدار با توجه شکل (۴) مقدار  $63/8\%$  درصد بدست آمد. این مقدار با خطای قابل چشم پوشی به عدد محاسبه شده توسط آزمون حرارتی نزدیک می‌باشد و نتایج محاسبه شده را صحت گذاری می‌کند.



شکل (۳): نمودار تغییرات دما بر حسب درصد کسر وزنی جامد تشکیل شده

انرژی را نسبت به حالت تعادلی جذب می‌کنند و لذا این پدیده باعث افزایش خطوط تعادلی در نمودار فازی می‌گردد. بنابراین نرخ حرارتی اثر قابل توجهی نسبت به عناصر آلیاژی در سیستم آلومینیوم دارد.



شکل (۲): نمودار تغییرات دما بر حسب جریان گرما برای نمونه ریخته گری شده در دمای  $630^{\circ}\text{C}$  بدون براده

جدول (۲): مقایسه اطلاعات حاصل از آزمون حرارتی نمونه ریخته گری شده

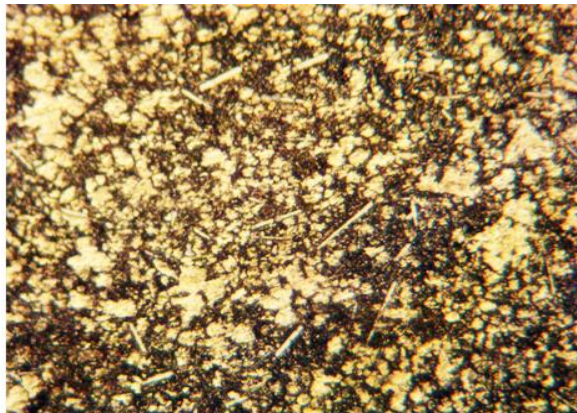
بدست آمده از شکل (۲) با نمودار تعادلی Al-Si

دمای سالیدوس ( $^{\circ}\text{C}$ )	دمای لیکوئیدوس ( $^{\circ}\text{C}$ )	
۵۷۷/۳۳	۶۳۱/۲۵	آنالیز حرارتی
۵۷۷	۵۸۲	نمودار تعادلی
$\sim 0$	۴۹/۲۵	میزان اختلاف دما نسبت به حالت تعادلی

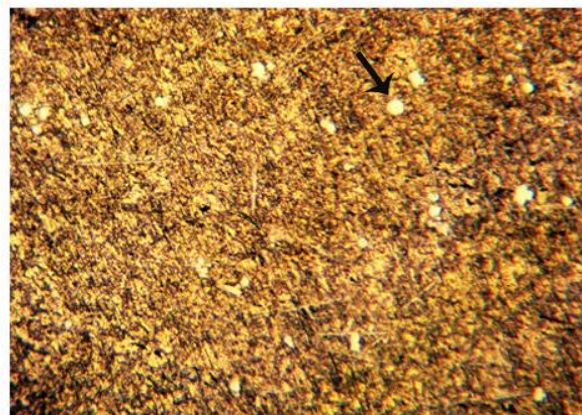
مقدار کسر وزنی جامد از دمای شروع تشکیل فاز جامد تا پایان فرآیند ذوب محاسبه شد که نتیجه آن منجر به تشکیل نمودار معروف S شکل ارائه شده در شکل (۳) می‌باشد که بسیاری از محققین آن را اثبات نموده‌اند [۹، ۱۱]. میزان  $50\%$  درصد کسر جامد در دمای  $591^{\circ}\text{C}$  تشکیل شده است که نزدیک به خط یوتکتیک



توسط این دو فاز محبوس می‌گردد. عنصر مس موجود در ترکیب آلیاژی آلومینیوم در حد بهینه یعنی تا چهار درصد اتمی، منجر به کنترل سیالیت بیش از اندازه آلیاژ شده و رشد فازهای دندریتی را با ایجاد رسوب در مرزخانه‌ها کنترل می‌نماید [۱۲].



الف

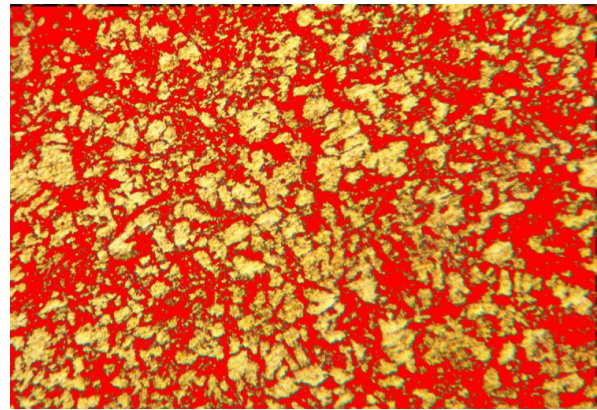


ب

100 μm

شکل (۵): ریزساختار نمونه مرجع برش خورده تهیه شده توسط ماشین ریخته گری تحت در دمای: (الف): 575°C و (ب): 588°C

برای مطالعه دقیق تر ریزساختار نمونه‌های مرجع تزریق شده توسط دستگاه دایکاست از SEM استفاده شد. تصویر حاصل از نمونه ریخته گری شده در دو دمای 575°C و 588°C به همراه آنالیز EDS از مناطق مختلف به ترتیب در شکل (۶) و جدول (۲) ارائه شده است. به دلیل وجود عناصر آلیاژی همچون آهن و مس در آلیاژ آلومینیوم حاضر، لذا تشکیل فاز θ (رسوبات مس) و ذرات بین فلزی آهنی مانند آلفا و بتا قابل پیش بینی می‌باشند که در شکل



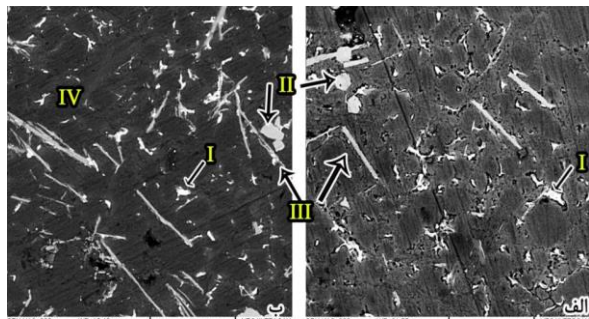
شکل (۴): نحوه محاسبه میزان کسر وزنی جامد توسط نرم افزار MIP

### ۳-۲- بررسی ریزساختار نمونه مرجع (فاقد براد)

شکل (۵) ریزساختار نمونه مرجع ریخته گری شده تحت فشار را نشان می‌دهد. با بررسی ساختار میکروسکوپی نمونه مرجع در دمای 575°C (شکل ۵-الف) مشاهده می‌شود که رشد فاز آلفا اولیه دندریتی به همراه فازهای آلفای ثانویه در زمینه یوتکتیکی وجود دارد. در (شکل ۵-الف) رشد نامنظم هیپویوتکتیک و دندریتهای فاز آلفا مشهودتر از نمونه مرجع ریخته گری شده در دمای 588°C می‌باشد. با افزایش تقریباً ۵۰ درجه ای دمای مذاب در فرآیند دایکاست، میزان کسر وزنی جامد کاهش می‌یابد و لذا میزان فاز یوتکتیک در ریزساختار کاهش می‌یابد. لازم به ذکر است که در (شکل ۵-ب) ذرات کروی شکلی ایجاد شده‌اند (با فلش مشخص شده‌اند) که احتمالاً رسوبات یا ذرات بین فلزی می‌باشند که افزایش دمای تزریق، هم زدن و ذوب سطحی براده‌ها، باعث کروی تر شدن آن‌ها شده است. با افزایش دما، ذرات و فازهای موجود در ریزساختار تمایل به رشد پیدا می‌کنند و در این حالت، شکلی پایدار می‌باشد که نسبت سطح به حجم آن بیشترین باشد. در میان اشکال هندسی، کره این خاصیت را دارا می‌باشد.

باتوجه به ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه آلومینیومی مذکور، وجود فازهایی نظیر  $Al_5FeSi$ ،  $Al_2Cu$ ،  $Al_x(Fe,Mn)_ySi$  در اثر ذوب اولیه در بین مرزخانه‌ها و در دمای زیر 500°C ممکن می‌باشد. این فاز در اثر پس‌زدن عناصر آلیاژی در محلول بتا (فاز غنی از سیلیسیم) و جبهه آلفا (فاز غنی از آلومینیوم) رخ می‌دهد که در اثر رشد این دو فاز، فاز مذکور بین مرزخانه‌های بوجود آمده

فازی که انجماد می‌یابد، فاز آلفای آهن می‌باشد. ریزساختار مشابه، همانند شکل (۶) که از فازهای  $\alpha$ -Fe,  $\beta$ -Fe و  $\theta$  تشکیل شده است در تحقیقی که اثر ذرات بین فلزی پایه آهنی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم A380 بررسی شده نیز مشاهده شده است [۱۵].



شکل (۶): تصویر SEM از نمونه ریخته گری شده در دمای: (الف): 588°C و (ب): 630°C

(۶) به ترتیب با علامت‌های I, II, III, I مشخص شده‌اند. آهن  $\alpha$  با ساختار کریستالی مکعبی یا هگزاگونال در ریزساختار عمدتاً بصورت فشرده شده و گاهی اوقات به شکل کریستال‌های چند وجهی (در فرآیندهای نیمه جامد) یا با مورفولوژی شبیه حروف چینی (در فرآیندهای ریخته گری مرسوم) دیده می‌شود. با افزایش نرخ سرمایش، شرایط مطلوبی جهت تشکیل این فاز در آلیاژ در دمای پایین ایجاد می‌شود. در حالیکه فاز آهن  $\beta$  (ساختار کریستالی مونوکلینیک) ساختار سوزنی یا ورقه ای شکل دارد که بعنوان منابع افزایش دهنده کرنش در زمینه شناخته می‌شوند [۱۳]. این فازها طبق شکل (۷) عمدتاً در مرز دانه‌های آلفای آلومینیوم جوانه می‌زنند و شکل می‌گیرند. ساختار بدست آمده با ریزساختار نمونه دایکاست AlSi9Cu3(Fe) مشابه می‌باشد که با روش ریخته گری تحت فشار بالا در قالب آهنی تولید شده است [۱۴]. در آلیاژهای A380 تحت نرخ سرمایش ۲-۰/۵ K/s اولین

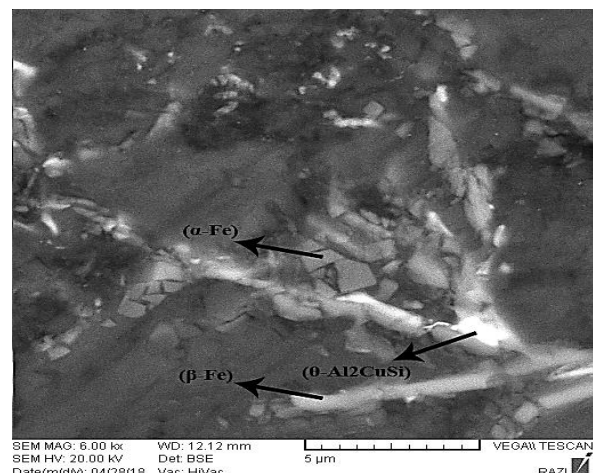
جدول (۲): آنالیز EDS از مناطق مختلف در شکل (۶)

فاز احتمالی	آنالیز شیمیایی (درصد اتمی)						شماره
	Ni	Zn	Cu	Fe	Si	Al	
( $\theta$ -Al <sub>2</sub> CuSi)	۰/۷۴	۱/۲۷	۲۴/۴۱	۰/۳۱	۵/۱۴	۶۸/۱۲	I
Al <sub>12</sub> Fe <sub>3</sub> Si ( $\alpha$ -Fe)	۰/۲۳	۲/۴	۱/۱۸	۱۳/۰۱	۹/۸۵	۷۳/۳۳	II
Al <sub>5</sub> FeSi ( $\beta$ -Fe)	۰/۴۱	۰/۵۵	۱/۰۷	۱۲/۱۵	۱۶/۵۵	۶۹/۲۷	III
$\alpha$ -Al	-	۰/۲۴	۰/۱۹	-	۱/۵۳	۹۸/۰۵	IV

حضور آهن بعنوان یک عنصر ناخالصی باعث تشکیل ترکیبات بین فلزی مضر در ریزساختار خواهد شد. روش‌های مختلفی جهت خنثی سازی اثر مضر ناخالصی‌های آهن پیشنهاد شده است

- ۱- انجماد سریع
- ۲- افزودن منگنز
- ۳- فوق ذوب بسیار بالا
- ۴- افزودن ذرات ناخالصی

در بین روش‌های ارائه شده سه روش اول عمدتاً جهت تبدیل ساختار کریستالوگرافی فاز بتا به فاز آلفا که اثرات مضر کمتری دارد، مورد استفاده قرار می‌گیرد که هر کدام از روش‌های



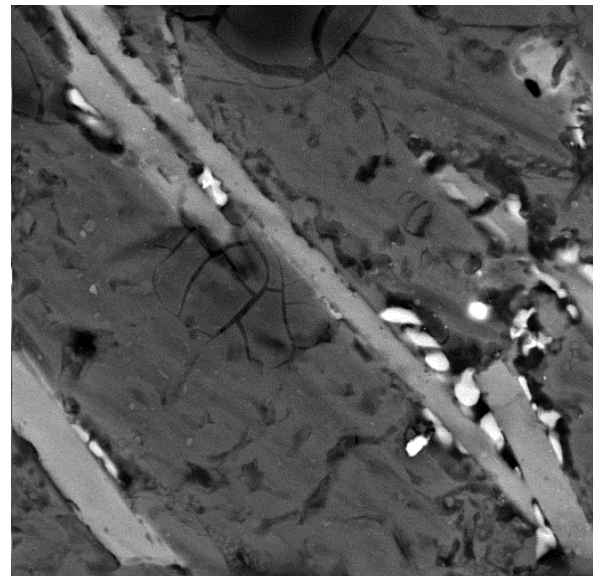
شکل (۷): تصویر SEM از نمونه ریخته گری شده تحت دمای ۶۳۰°C که فازهای بین فلزی مختلف آن نشان داده شده است



الف) نشان داده شده است. با توجه به این که ترکیب شیمیایی آلیاژ در منطقه هیپووتکتیک قرار می‌گیرد، ابتدا دندریتهای فاز آلفای اولیه در ساختار آلیاژ مذکور به صورت جزیره‌هایی در نواحی مذاب، زیر خط لیکوئیدوس به همراه شکل دیگری از فازهای آلفا که کرووی می‌باشند، شروع به جوانه‌زنی و رشد می‌کنند. همانگونه که در شکل (۹-الف) مشاهده می‌شود، نمونه متالوگرافی شده دارای دو شکل متفاوت کرووی و دندریتهی فاز آلفا (این فاز غنی از سیلیسیم است) می‌باشند که تعداد فازهای آلفا به شکل شبه کرووی به صورت قابل توجهی بیشتر از فازهای دندریتهی آن می‌باشد. البته اضافه شدن براده به ترکیب آلیاژ مذاب اثر قابل توجهی در تشکیل جوانه‌های جدید فاز آلفا در نمونه داشته و منجر به تشکیل بیشتر فاز آلفا در ساختار آلیاژ می‌شود. با کاهش دمای بارریزی، ضخامت لایه‌های خمیری و ناحیه‌ای که ذرات جامد تشکیل می‌شوند، افزایش می‌یابد که این امر سبب افزایش میزان جوانه‌زنی دانه‌های فاز اولیه و جدا شدن آن‌ها می‌شود. نتیجه این رخداد از هم گسستگی و خرد شدن هر چه بیشتر ساختار دندریتهی و جایگرینی آن با ذرات ریز و نزدیک به شکل کرووی فاز  $\alpha$ -Al است. در قسمت‌هایی از این نمونه، مک‌هایی دیده می‌شود که وجود انقباض در ریخته‌گری در اثر کاهش دمای مذاب بر اثر افزودن براده ناشی می‌شود. این ریزساختار در آلیاژهای مشابه (Al-Si-Cu) نیز توسط محققین مختلفی بدست آمده است [۱۷].

با اضافه کردن براده از کف به نمونه در دمای  $640^{\circ}\text{C}$ ، دمای تزریق به  $588^{\circ}\text{C}$  کاهش یافته است و در این حالت نمونه‌ها از فاز اولیه آلفا بیشتری برخوردار شدند و همان طور که در شکل (۹-ب) مشاهده می‌شود، شکل فازها ایجاد شده رو به رزبرگی شدن میل کرده است که علت این پدیده را می‌توان به دمای ریخته‌گری و اثر چگونگی افزودن براده به مذاب مربوط دانست. از طرفی چون دمای انحلال مذاب آلیاژ دمای بالاتری نسبت به دمای سایر مذاب‌ها در نمونه‌های قبلی بوده لذا توزیع عناصر آلیاژی در این مذاب قاعداً بیشتر از سایر نمونه می‌باشد و در نتیجه توزیع

پیشنهادی به نوبه خود دارای مزایا و معایبی می‌باشند. فازهای بین فلزی‌های آهن بر روی سطوح فیلم‌های اکسیدی جوانه زنی و رشد می‌کنند. تشکیل ترکیبات بین فلزی بتای آهن باعث ایجاد ترک (شکل ۸)) در محور اصلی این فاز می‌شود و لذا به این علت است که این فاز دلیل اصلی کاهش خواص مکانیکی آلیاژ به شمار می‌آید.



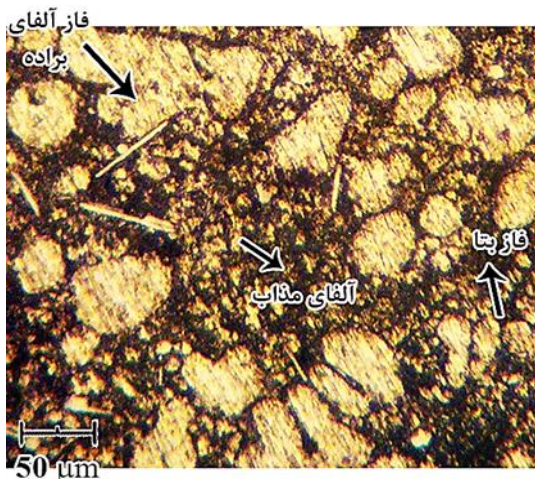
شکل (۸): تصویر SEM نشان دهنده فاز بتا که عامل اصلی ایجاد ریز ترک در ریزساختار می‌باشد

این عنصر قابلیت حلالیت زیادی در مذاب آلومینیوم دارد ولی میزان حلالیت در حالت جامد به شدت کاهش می‌یابد. پس از انجماد، آهن در حضور عناصری مانند آلومینیوم و سیلیسیم بیشتر تمایل به تشکیل ترکیبات آلفا و بتای آهن را دارد که به ترتیب ساختار هگزاگونال و مونوکلینیک/رتورمبیک دارند. درصد وزنی بحرانی عنصر آهن به درصد وزنی سیلیسیم وابسته می‌باشد [۱۶].

### ۳-۳- بررسی ریزساختار نمونه حاوی براده

ریزساختار نمونه‌هایی که در دمای  $630^{\circ}\text{C}$  ذوب شدند و دمای آن‌ها پس از افزودن براده به  $575^{\circ}\text{C}$  کاهش یافت در شکل (۹-

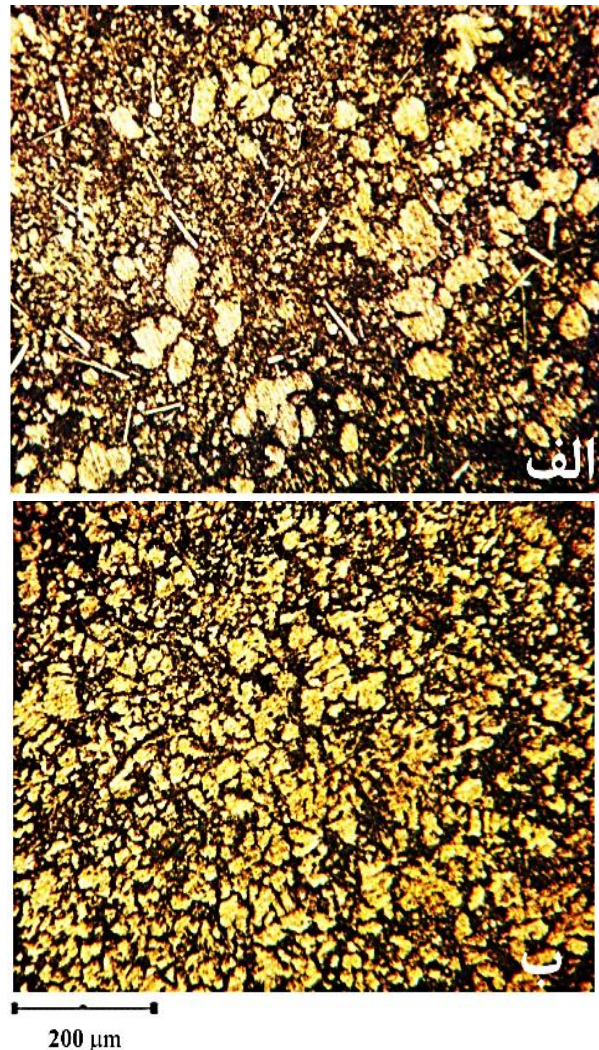
البته لازم به ذکر است که به واسطه براده های اضافه شده به نمونه شکل (۹-ب)، فازهای اولیه آلفا در این نمونه بیشتر از نمونه مرجع خود (شکل ۵-الف) می باشد. در شکل (۵-الف) رشد نامنظم هیپووتکتیک و دندریت نسبت به نمونه شکل (۹-ب) مشهودتر می باشد. البته در همه نمونه ها وجود فازهای حاوی سیلیسیم به صورت خالص غیر قابل انکار می باشد. این فازها معمولاً به صورت خط هایی روشن در روشن در نمونه ها با اندازه های متفاوت قابل مشاهده می باشد. شکل (۱۰) تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه تزریق شده در دمای  $575^{\circ}\text{C}$  را نشان می دهد.



شکل (۱۰): تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه تزریق شده در دمای  $575^{\circ}\text{C}$  به همراه علامت گذاری فازهای مختلف آن

دمای ماده در هنگام اضافه نمودن براده  $630^{\circ}\text{C}$  بوده است و این بدان معناست که طبق نتایج آزمون حرارتی (جدول (۲)) مذاب در مرز بین منطقه دو فازی و خط لیکوئیدوس نمودار آلومینیوم - سیلیسیم قرار گرفته است و در نتیجه در این دما، فاز عمده یوتکتیک براده بصورت سطحی ذوب می گردد. ولی فاز آلفای براده بعلت کم بودن دمای مذاب بطور موضعی و سطحی ذوب می شوند. در ادامه فرآیند فازهای آلفای اولیه براده بصورت نامنظم، بعلت هم زدن و ایجاد تلاطم در مذاب در ریزساختار پدید می آیند و در کنار آن ها فازهای آلفای اولیه ریز که ناشی از مذاب آلیاژ آلومینیوم اولیه می باشد، قرار گرفته است. هم زدن مذاب باعث ایجاد سیلان ذرات فاز آلفا شده و عملیات جوانه زنی آلفای

یکنواختتر از فازها را در این نمونه نسبت سایر نمونه ها مشاهده می شود. در دمای بالا وقوع پدیده نفوذ از حالت نیمه جامد به مذاب و ذوب سطحی ذرات آلفای اولیه و همچنین تحرک بیشتر ذرات در داخل مذاب به دلیل افزایش سیالیت محتمل تر می باشد و لذا ابعاد ذرات کوچک تر و توزیع آن ها یکنواخت تر، همگن تر و در نتیجه ساختار ظریف تر خواهد شد. دمای جوانه زنی در این آلیاژ تقریباً از نزدیکی دمای  $630^{\circ}\text{C}$  اولین جوانه های آلفا به صورت میکروسکوپی شروع شده و با کاهش دما به دلیل اضافه کردن براده به  $588^{\circ}\text{C}$  که دمای ریخته گری نمونه می باشد، رشد آن ادامه یافته است.

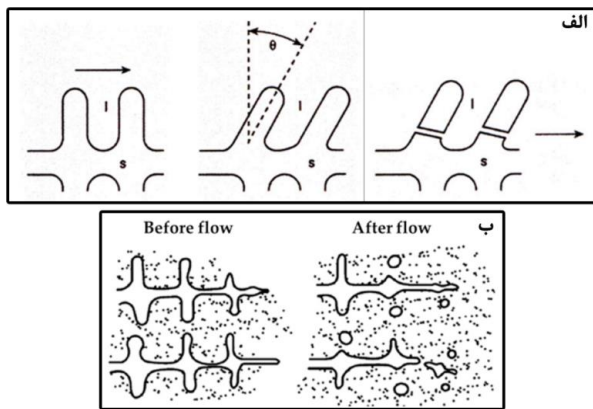


شکل (۹): تصاویر ریزساختار نمونه های ریخته گری با افزودن براده به کف بوت در دماهای: (الف):  $575^{\circ}\text{C}$  و (ب):  $588^{\circ}\text{C}$



تعادلی و شبه دندریتی بعلت سرعت سرمایش بالا ( $2/5^{\circ}\text{C/s}$ ) ایجاد شده‌اند. تحت این دما هنوز مذاب در منطقه دو فازی و نزدیک به خط یوتکتیک قرار دارد و لذا می‌توان گفت که مقدار زیادی از مذاب اولیه شامل فاز آلفای آلومینیوم می‌باشد. پس از هدایت مذاب به قالب دستگاه دیاکاست و با توجه به سرعت سرمایش بسیار بالا در این فرآیند، لذا باقیمانده مذاب به سرعت فاز یوتکتیک تبدیل می‌شود و در نتیجه فاز یوتکتیک به وجود آمده فرصتی برای ایجاد نفوذ نداشته و بصورت فوق اشباع در ریزساختار ظاهر شده است.

مکانیزم جدایش و شکسته شدن دندریتهای فاز آلفای موجود در براده و یا مذاب بصورت تکه تکه شدن<sup>۶</sup> و ذوب مجدد بازوهای دندریتی مطابق شکل (۱۱) پیشنهاد شده است [۱۸].



شکل (۱۱): شماتیک مکانیزم تغییر شکل و برش قسمت‌های مختلف دندریتهای آلفای موجود در براده به هنگام: (الف): هم زدن مذاب و (ب): ذوب مجدد بازوهای دندریتی [۱۸]

ایجاد تنش برشی وارد شده به بازوهای دندریتی موجود در آلیاژ و در نتیجه تغییر شکل و شکسته شدن آن‌ها در مذاب توسط مکانیزم اول توجیه می‌شود (شکل ۱۱-الف). در مکانیزم ارائه شده در شکل (۱۱-ب) که ناشی از رشد سلولی و ایجاد ذرات به شکل رُزت<sup>۷</sup> می‌باشد، جدا شدن شاخه‌های دندریتهای ثانویه از ریشه بعلت افزایش موضعی حرارت در قسمت‌های مختلف مذاب باعث تشکیل ذرات ریز آلفا و یوتکتیک می‌شود. در این مکانیزم بعلت نرم و چقرمه بودن فاز آلفای آلومینیوم، اثر ذوب مجدد بر شکسته

اولیه بعلت تغییر مکانی لحظه ای براده‌ها به تعویق می‌افتد، سپس سرعت رشد جبهه انجماد در دانه‌های هم محور کاهش می‌یابد و نتیجه آن تشکیل خمیر مذاب به جای انجماد کامل آلیاژ می‌گردد. بنابراین، انجماد در دمایی پایین تر از میزان تحت تبرید معمول برای این آلیاژ رخ می‌دهد. به دلیل اینکه مذاب در دمای دو فازی قرار گرفته است، لذا پدیده آگلومراسیون در فازهای آلفای اولیه مذاب رخ نداده است. همچنین با توجه به اینکه براده اضافه شده شامل ناخالصی‌هایی (ترکیبات بین فلزی) همچون آهن می‌باشد، لذا می‌توان پیش بینی کرد که در قسمت‌هایی از فاز آلفای براده‌ها، ذرات بین فلزی آهن و همچنین مس موجود می‌باشند که به دلیل پایداری حرارتی بالا در مذاب باقی می‌مانند و نقش جوانه زا را در مذاب بازی می‌کنند. بنابراین این ذرات بین فلزی حالت انجماد غیر همگن از دمای مذاب ( $630^{\circ}\text{C}$ ) تا دمای تزریق ( $575^{\circ}\text{C}$ ) را ایجاد کرده‌اند. شایان ذکر است که دمای مذاب در زمان تزریق پایین تر از خط یوتکتیک قرار گرفته است و در این حالت مذاب بصورت نیمه تعادلی تا پایان انجماد سرد شده است و لذا زمان پس از قالب گیری در ریزساختار آلیاژ تأثیر چندانی نداشته است. با افزایش ۱۰ درجه ای دمای مذاب از  $630^{\circ}\text{C}$  به  $640^{\circ}\text{C}$  (شکل ۹-ب)، ماده در منطقه تک فاز لیکوئیدوس قرار می‌گیرد. در این حالت به دلیل افزایش دما، سطح بیشتری از فازهای یوتکتیک متحرک در مذاب ذوب می‌گردند و همچنین مقدار زیادتری از فاز آلفای براده ذوب سطحی شده و تمایل دارند بطور کامل در مذاب حل شوند. با توجه به اینکه ترکیب شیمیایی فاز آلفای اولیه در آلومینیوم بسیار به آلومینیوم خالص نزدیک می‌باشد، لذا مطابق شکل (۹-ب) می‌توان ادعا نمود که تمامی آلفای براده و مذاب اولیه بطور کامل ذوب نمی‌شوند، بلکه شروع به چسبیدن به یکدیگر و تشکیل پدیده آگلومراسیون می‌شوند. در این حالت با هم زدن مذاب همگنی هندسی مناسب تری نسبت به دمای پایین تر ایجاد شده است. حالت انجماد نیز در این دما بصورت غیر همگن می‌باشد، با این تفاوت که در مدت زمان هم زدن از دمای ذوب  $640^{\circ}\text{C}$  (دمای مذاب) و کاهش دما به  $588^{\circ}\text{C}$  فازهای آلفای اولیه در ریزساختار تشکیل می‌شوند که نسبتاً بصورت نیمه

جدول (۴): آنالیز EDS از مناطق مختلف در شکل (۱۲)

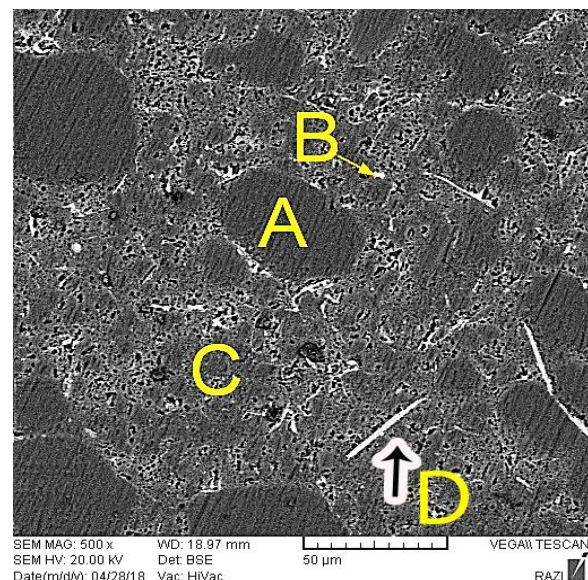
فاز احتمالی	آنالیز شیمیایی (درصد اتمی)					شماره
	Zn	Cu	Fe	Si	Al	
$\alpha$ -Al	۰/۳۵	۰/۱۹	۰/۱۴	۰/۹۵	۹۸/۳۷	A
( $\theta$ -Al <sub>2</sub> CuSi)	۰/۳۸	۱۳/۸۸	۱/۹۶	۹/۹۷	۷۳/۳۹	B
Al-یوتکتیک Si	۱/۰۵	۱/۲۰	۰/۲۱	۱۹/۹۷	۷۷/۵۷	C
FeAl <sub>3</sub> Si	۰/۵۵	۱/۰۷	۱۲/۱۵	۱۶/۵۵	۶۹/۲۷	D

همواره یک مقدار بهینه برای دمای بارریزی وجود دارد که در دماهای بالاتر از آن، نرخ جوانه‌زنی کریستال‌های فاز اولیه و به تبع آن جدا شدن و پراکنده شدن آن‌ها در مذاب کاهش می‌یابد و در دماهای پایین‌تر از حد بهینه، احتمال ایجاد کسر جامد نامناسب و انجماد بیش از حد و رخ دادن پدیده آگلومراسیون افزایش می‌یابد که نتیجه آن افزایش قطر متوسط و کاهش فاکتور شکل ذرات فاز اولیه است.

تأثیر نرخ سرمایش بر روی ساختار شامل فاز یوتکتیک که ذرات سیلیسیم را درون خود جای داده است بر اساس انرژی سطحی فصل مشترک آلومینیوم و سیلیسیم جامد توضیح داده شده است. این نظریه یکی از نظریات پذیرفته شده در زمینه تغییرات ایجاد شده به واسطه کوئچ محسوب می‌شود [۱۹]. نرخ پیشروی فصل مشترک انجماد به توازن بین پارامترهای نرخ جریان گرما از مذاب به جامد از طریق فصل مشترک و گرمای نهان ذوب که حین انجماد آزاد می‌شود، وابسته است. ضریب هدایت حرارتی برای آلومینیوم و سیلیسیم خالص به ترتیب برابر با ۲۰۵ و ۸۳ W/(mK) می‌باشند و گرمای نهان ذوب آن‌ها به ترتیب برابر با ۳۹۶ و ۱۴۱۱ J/g می‌باشد. از آنجایی که تفاوت مابین مقدار هدایت حرارتی و همچنین اختلاف اندازه بین گرمای نهان ذوب آلومینیوم و سیلیسیم خالص بسیار زیاد است، سرعت انجماد آلومینیوم بسیار سریع‌تر از سیلیسیم می‌باشد. بنابراین، آلومینیوم حین انجماد یوتکتیک پیشی می‌گیرد [۱۹]. با افزایش نرخ سرمایش، سبقت گرفتن آلومینیوم نسبت به سیلیسیم شدت می‌یابد که این امر منجر به محاصره کامل کریستال‌های جا مانده توسط آلومینیوم در حال پیشرفت می‌شود

شدن و برش شاخه‌های فاز آلفا ارجحیت دارد. در اثر هم زدن مذاب در بعضی از قسمت‌های آن، حرارت بصورت موضعی افزایش یافته و به دلیل آزاد شدن حرارت ناشی از تشکیل فاز یا انجماد موضعی قسمت‌های مختلف دندریت‌ها ذوب می‌گردند که در شکل (۹) به خوبی قابل مشاهده می‌باشد. بنابراین در سیستم آلیاژی مورد تحقیق و روش استفاده شده، مکانیزم دوم بر مکانیزم اول غالب تر می‌باشد.

بعد از تشکیل فازهای اولیه آلفا، ترکیب آلیاژ تقریباً از عنصر سیلیسیم فقیر شده و بعد از سرد کردن سریع به دلیل آن که جبهه روبروی فازهای آلفا غنی از عناصر آلومینیوم، مس و سایر ترکیبات موجود در آلیاژ می‌باشند، شروع به تشکیل فازهای ثانویه نموده که غالباً به صورت فازهای خاکستری رنگ (علامت داخل شکل) در شکل (۱۲) مشهود می‌باشند که ترکیبات مضر بین فلزی آهنی به صورت موضعی در نواحی بین فازهای آلفا دندریتی و کروی بوجود آمده است که به قسمی باعث جلوگیری از رشد فازهای غنی از سیلیسیم می‌شوند. در نمونه‌هایی که دمای ریخته‌گری آن‌ها ۵۷۵ °C بوده و بلافاصله سرد شدند، وجود فازهای سیلیسیم خالص به صورت موضعی قابل پیش‌بینی است. این فازها غالباً با یستی به صورت دندریتی کوچک در ساختار مشاهده شوند.



شکل (۱۲): تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری با افزودن براده به کف بوت در دمای ۶۳۰ °C

است [۱۹-۲۰] که یکی از این روابط این عدد را بر حسب درصد فاز در یک آلیاژ دو جزئی بیان می کند [۲۰]. در معادله ی (۴)،  $f_{\alpha}$  و  $f_{\beta}$  به ترتیب درصد کل فازهای آلفا (براده و مذاب) و بتا (سیلیسیم) می باشد. با استفاده از نرم افزار MIP مقدار درصد فاز آلفا در نمونه های تزریق شده در دماهای  $575^{\circ}\text{C}$  و  $588^{\circ}\text{C}$  به ترتیب برابر  $35/9$  و  $34/9$  بدست آمد. با جایگذاری مقدار میانگین درصد فاز آلفا در نمونه های تزریق شده در دماهای  $575^{\circ}\text{C}$  و  $588^{\circ}\text{C}$  به ترتیب برابر  $35/9$  و  $34/9$  بدست آمد. با جایگذاری مقدار میانگین درصد فاز آلفا در معادله ی (۴) و همچنین با توجه به اینکه مقدار درصد فاز آلفا در حد فاصل روابط (الف) و (ب) می باشد، لذا از هر دو رابطه تقریباً یک مقدار برای عدد پکت بدست آمد که برابر  $0/25$  می باشد.

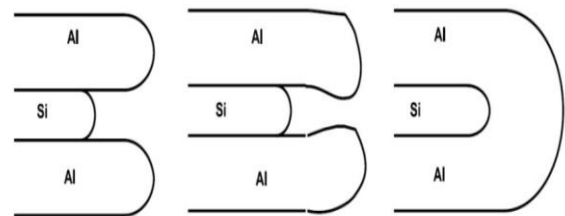
$$P = \begin{pmatrix} 0.3383(f_{\alpha}f_{\beta})^{1.661} & \text{الف} \\ 0.167(f_{\alpha}f_{\beta})^{1.25} & \text{ب} \end{pmatrix} \quad 0 \leq f_{\alpha} \leq 0.3 \quad (4)$$

در سرعت های رشد بالا، سرعت رشد وابسته به ضریب توزیع خواهد بود که به صورت  $K_v$  نوشته و جایگزین نماد ضریب توزیع تعادلی ( $k$ ) می شود. اگر فصل مشترک جامد/ مایع در سرتاسر مذاب با سرعت خیلی بالایی پیش رود، در این حالت اتم ها زمان لازم برای بازآرایش در فصل مشترک به منظور یکسان کردن پتانسیل شیمیایی دو فاز را نداشته و حبس کامل عنصر حل شونده نتیجه خواهد شد. در این حالت ترکیبی شیمیایی جامد برابر با ترکیب مایع شده و  $K_v$  (ضریب توزیع وابسته به سرعت) برابر یک خواهد شد. در واقع با افزایش سرعت انجماد مقدار این پارامتر به یک میل می کند. برای محاسبه  $K_v$  رابطه ساده ای [۱۹] طبق معادله ی (۵) ارائه شده است. مقدار ضریب توزیع تعادلی برابر  $0/13$  می باشد.

$$K_v = \frac{k+1/p}{1+1/p} \quad (5)$$

با جایگذاری عدد پکت بدست آمده از معادله ی (۵) مقدار

که در شکل بخوبی قابل مشاهده است. این تئوری تشکیل ساختار تغییر یافته یوکتیک را در نرخ سرمایش های بالا توجیه می کند. به این ساختار به اصطلاح یوکتیک میله ای گفته می شود که در تصویر SEM-MAP آن (شکل (۱۴)) به خوبی قابل مشاهده می باشد. میزان رشد این لایه ها با عدد پکت<sup>۸</sup> بیان می شود.



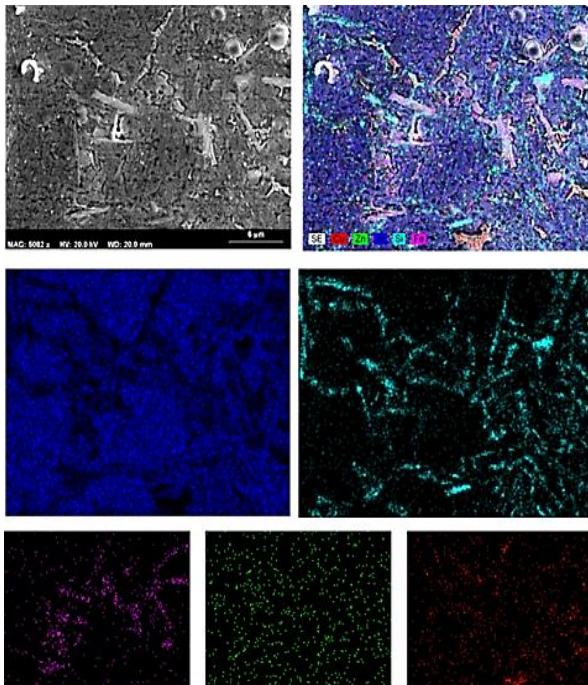
شکل (۱۳): شماتیک نحوه تشکیل ساختار یوکتیک سریع سرد شده در آلیاژ آلومینیوم - سیلیسیم [۱۹]

عدد پکت، عددی بی بعد می باشد که با رابطه  $Pe = \lambda V/2D$  بیان می شود که  $V$ ،  $\lambda$ ،  $D$  به ترتیب ضریب نفوذ عنصر حل شونده در مذاب، سرعت حرکت فصل مشترک و شعاع نوک دندریت می باشد. بنابراین عدد پکت با نسبت فاصله به طول نفوذ بیان می شود. تحت یک فاصله ثابت، کوچک بودن این عدد به معنای طول نفوذ زیاد استنباط می شود [۱۹]. در نتیجه دندریت با شعاع کم به سرعت و دندریت با شعاع زیاد به آهستگی رشد می کند. در نهایت میانگین غلظت عنصر حل شونده توسط میزان پس زدن موضعی عنصر حل شونده از جبهه انجماد تعیین می شود که در واقع این پارامتر به ضریب توزیع غیر تعادلی یا ضریب توزیع ( $k$ ) ارتباط پیدا می کند. مفهوم تعادل موضعی در فصل مشترک جامد/ مایع هنگامی که سرعت رشد زیاد می شود، معتبر نخواهد بود. در انجماد یک آلیاژ، این شرایط در صورتی که سرعت رشد قابل قیاس یا بزرگ تر از سرعت نفوذ در فاصله بین اتمی باشد، رخ می دهد. هنگامی که سرعت نفوذ بالا باشد، بلور زمان لازم برای تغییر ترکیب خود به منظور رسیدن به پتانسیل شیمیایی یکسان با مذاب را نخواهد داشت. تحت این شرایط لزوم تعریف عدد پکت معنا پیدا می کند.

تاکنون معادلات زیادی جهت محاسبه عدد پکت پیشنهاد شده



زده شده است. توزیع و فراوانی عنصر مس و روی در ریزساختار بطور چشمگیری یکنواخت می‌باشد و موید این مطلب می‌باشند که بطور کامل به مرز دانه‌ها نفوذ نکرده‌اند. عناصر مس و آهن ترکیبات بین فلزی را تشکیل می‌دهند و لذا بعد از ذوب شدن با تشکیل ترکیبات بین فلزی مابین مرزدانه‌ها به تعادل می‌رسند. توزیع عنصر آهن بطور کامل در مرز دانه‌ها قابل مشاهده می‌باشد که عمدتاً فازهای بین فلزی مضر را تولید کرده است. بعد از انتقال مذاب به قالب تزریق، دمای مذاب  $588^{\circ}\text{C}$  می‌باشد که تحت این حرارت، مذاب در منطقه دو فازی قرار دارد. سرعت سرمایش بعد از تزریق تا خروج قطعه حدود  $6^{\circ}\text{C/s}$  می‌باشد که عناصر آلیاژی پس زده شده به مرز دانه‌های آلفای آلومینیوم در جای خود منجمد می‌شوند. بطور کلی از زمانی که مذاب ایجاد می‌شود تا هنگامی که انجماد کامل می‌شود زمانی حدود ۲۰ الی ۳۰ ثانیه سپری خواهد شد. بنابراین زمان مناسب برای وقوع پدیده نفوذ مهیا نیست و تنها درصد کمی از عناصر آلیاژی تشکیل فازهای بین فلزی را می‌دهند. باقیمانده این عناصر بصورت اتمی در ریزساختار آلفای آلومینیوم قابل مشاهده می‌باشند.



شکل (۱۴): تصویر SEM به همراه آنالیز MAP از نمونه ذوب شده در

دمای  $640^{\circ}\text{C}$  و تزریق در دمای  $588^{\circ}\text{C}$

پارامتر ضریب توزیع وابسته به سرعت برابر  $0.97$  بدست می‌آید. هنگامی که فصل مشترک با سرعت‌های کم حرکت می‌کند، حرکت‌های اتمی به اندازه‌ای سریع خواهد بود که اجازه می‌دهند تا حداقل تعادل موضعی به علت تغییرات موضعی ترکیب شیمیایی به وجود آید (برابری پتانسیل‌های شیمیایی). هنگامی که سرعت رشد بسیار کوچک‌تر از آهنگ نفوذ است،  $K_v$  به ضریب توزیع تعادلی میل می‌کنند. از طرف دیگر بعلاوه سرعت رشد بسیار بالا، اتم‌های عنصر حل شونده با همان ترکیب که به فصل مشترک می‌رسند، درون جامد منجمد می‌شوند. این اثر با عنوان حبس شدن عنصر حل شونده شناخته می‌شود. در این حال است که سرعت رشد بسیار بیشتر از سرعت نفوذ است،  $K_v$  به سمت یک می‌کند و پتانسیل شیمیایی جامد بزرگ‌تر از مایع خواهد شد. شیب پتانسیل شیمیایی موجب شارژ معکوس اتم‌های عنصر حل شونده می‌شوند (در سرعت‌های خیلی زیاد) که بسیار آهسته‌تر از سرعت اتصال اتم‌هاست. بنابراین در سرعت‌های رشد بالا، انجماد غیر نفوذی اتفاق می‌افتد. تغییرات  $K_v$  تأثیر قابل توجهی را بر ریز ساختارهای شکل گرفته تحت شرایط انجماد سریع دارد، زیرا درجه پس زدن عنصر حل شونده وابسته به مقدار آن خواهد بود. یکی از این اثرات تغییر خط دمای لیکوئیدوس می‌باشد که تحت این شرایط مقدار شیب ظاهری این خط در سرعت‌های رشد بالا از معادله ی (۶) به دست می‌آید. مقدار تغییر شیب در انجماد حدود ۲۳ درصد محاسبه شده است. بنابراین دمای لیکوئیدوس در این حالت تغییر خواهد کرد که مقدار آن توسط آنالیز حرارتی و در قسمت‌های قبلی بطور کامل بررسی شد.

$$m = m[1 + f(k)]$$

$$f(k) = \frac{k - k_v(1 - \ln(\frac{k_v}{k}))}{(1 - k)} \quad (6)$$

تشکیل فاز آلفای آلومینیوم که غنی از آلومینیوم می‌باشد، باعث پس زدن سایر عناصر آلیاژی مانند سیلیسیم، مس و آهن می‌شود. مطابق شکل (۱۴) کاملاً مشخص می‌باشد که عنصر سیلیسیم در مرز بین دانه‌های  $\alpha\text{-Al}$  قرار گرفته است و در واقع این عنصر در حین انجماد و بعد از دمای تزریق از داخل دانه‌های آلومینیوم پس

تر نسبت به نمونه در دمای بالاتر رشد کمی داشته است. در واقع می توان به این صورت اظهار نمود که تغییر ۱۰ درجه ای دما در کل ریزساختار (جامعه آماری) تفاوت هندسی و ابعادی کمی ایجاد نموده و افزایش دما به توزیع همگن تر ذرات کمک نموده است.

جدول (۵): محاسبه‌ی متوسط اندازه دانه و فاکتور شکل در نمونه‌ی حاصل از

ریخته‌گری در دماهای باریزی مختلف

فاکتور شکل	متوسط اندازه دانه ( $\mu\text{m}$ )	متوسط قطر ( $\mu\text{m}$ )	متوسط محیط ( $\mu\text{m}^2$ )	دمای تزریق ( $^{\circ}\text{C}$ )	دمای مذاب ( $^{\circ}\text{C}$ )
۰/۶۷	۵۵/۲	۲۱۱/۴	۲۳۹۱/۷	۵۷۵	۶۳۰
۰/۶۶	۵۲/۱	۲۰۱/۲	۲۲۰۱/۵	۵۸۸	۶۴۰

#### ۴- نتیجه‌گیری

۱- با توجه به ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه آلومینیومی مذکور وجود فازهایی نظیر  $\text{Al}_3\text{FeSi}$ ,  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Al}_x(\text{Fe},\text{Mn})_y\text{Si}$  در اثر ذوب اولیه در میان مرزدانه‌ها و در دمای زیر  $500^{\circ}\text{C}$  تشکیل شده است.  
 ۲- مطابق با نتایج آنالیز SEM، توزیع عناصر سیلیسیم، مس و آهن عمدتاً در مرزدانه های آلفای آلومینیوم می باشد که با مصرف عنصر آلومینیوم در این مناطق به پایداری ترمودینامیکی رسیده‌اند.  
 ۳- مطابق با نتایج آزمون حرارتی دمای سالیدوس و لیکوئیدوس بدست آمده به ترتیب برابر  $577^{\circ}\text{C}$  و  $631^{\circ}\text{C}$  شده است. در حالتی که مقدار سیلیسیم معادل حدود ۱۱/۶۶ محاسبه شد. تفاوت خط لیکوئیدوس  $49^{\circ}\text{C}$  اندازه گیری شد. در نتیجه اثر نرخ حرارتی از عناصر آلیاژی در تغییرت خطوط تعادلی موثرتر می باشد.  
 ۴- کاهش دمای تزریق از  $640^{\circ}\text{C}$  به  $630^{\circ}\text{C}$  با افزایش کسر جامد می باشد و لذا ساختار کروی تری را ایجاد نموده است. پارامتر فاکتور شکل با کاهش دما تغییرات چندانی نکرده است. همچنین افزایش دمای تزریق باعث ایجاد پدیده آگلومراسیون دانه‌های اولیه و در نتیجه رشد آن‌ها از ۴۵ میکرون به ۵۲ میکرون شده است.

#### ۵- مراجع

#### ۳-۴- آنالیز تصویر با نرم افزار

در این تحقیق با انتخاب تصادفی از ۳۰ دانه مربوط به هر نمونه، محیط و مساحت دانه‌های مورد نظر توسط نرم‌افزار MIP به دست آمده و با جایگذاری این مقادیر در اندازه‌ی دانه و فاکتور شکل مربوط به هر دانه و در نهایت متوسط اندازه دانه و فاکتور شکل نمونه محاسبه گردید. نتایج حاصل از این محاسبات در جدول (۵) قابل مشاهده می باشد. نتایج موجود در این جدول، به خوبی کاهش اندازه‌ی متوسط دانه‌ها و افزایش فاکتور شکل مربوط به نمونه‌ی ریخته‌گری شده در دمای بارریزی  $630^{\circ}\text{C}$  را نشان می‌دهد. با افزایش دمای تزریق پدیده رشد دانه رخ می‌دهد. کاهش دمای مذاب از  $640^{\circ}\text{C}$  به  $630^{\circ}\text{C}$  با افزایش کسر جامد می باشد و لذا ساختار کروی تری را ایجاد نموده است. کاهش دمای ۱۰ درجه‌ای در فرآیند تزریق باعث کاهش ۱۲ درصدی در اندازه دانه و افزایش ۲۱ درصدی پارامتر فاکتور شکل گردیده است. یکی از دلایل کاهش کرویت می تواند بزرگ شدن ذرات و افزایش میزان برخورد این ذرات با یکدیگر باشد.

از آنجائیکه با کاهش دما تعداد دانه‌ها کاهش می‌یابد، لذا با همزدن در مدت زمان معین (۲۰ ثانیه)، فاز  $\alpha$  ثانویه به خاطر زمان کمتر برای انجماد و از طرفی به خاطر وجود مکان‌های هسته گذاری ناهمگن بیشتر، ریزتر شده است، از طرفی چون در دماهای پایین تر کسر جامد بیشتر است، نقش دانه‌های اولیه درشت موثرتر بوده و متوسط اندازه دانه را افزایش می‌دهند و در نتیجه برخورد این ذرات به خاطر اندازه و جرم بیشترشان میزان کرویت کاهش می‌یابد. با افزایش کسر جامد وارد شده به قالب، ایجاد ساختار دندرتی محدودتر و ساختارهای مطلوب تری با قطر متوسط کمتر و فاکتور شکل بیشتر ذرات فاز اولیه شکل می‌گیرد.

کاهش دمای مذاب و قرارگیری مذاب در منطقه دوفازی باعث افزایش کسر وزنی جامد می‌گردد و لذا همان طور که پیش تر به آن اشاره شد، تمامی فاز آلفای براده ذوب نمی‌گردد و در واقع فرصت کافی برای ذوب مهیا نیست و تنها هم زدن مذاب براده‌ها را بصورت غیر همگی و شبه کروی در ریزساختار پخش کرده است. به همین دلیل ابعاد هندسی ذرات در دمای ریخته‌گری پایین

- Materials: Trans Tech Publ, pp. 582-595, 2013.
- [12] W. Kurz & D. J. Fisher, "Fundamentals of solidification, trans tech publications Aedermannsdorf", Switzerland: Trans Tech Publications Aedermannsdorf, Switzerland, 1986.
- [13] P. Orozco-González, M. Castro-Román, S. Maldonado-Ruiz, S. Haro-Rodríguez, F. Equihua-Guillén & R. Muñoz-Valdez, et al., "Nucleation of Fe-Rich intermetallic phases on  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oxide films in Al-Si alloys", Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, Vol. 3, 2015.
- [14] G. Timelli & A. Fabrizi, "The effects of microstructure heterogeneities and casting defects on the mechanical properties of high-pressure die-cast AlSi9Cu3 (Fe) alloys", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 45, 2014.
- [15] S. G. Irizalp & N. Saklakoglu, "Effect of Fe-rich intermetallics on the microstructure and mechanical properties of thixoformed A380 aluminum alloy", Engineering Science and Technology, an International Journal, Vol. 17, 2014.
- [16] J. A. Taylor, "Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys", Procedia Materials Science, Vol. 1, 2012.
- [17] H. Yang, S. Ji & Z. Fan, "Effect of heat treatment and Fe content on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al-Si-Cu alloys", Materials & Design, Vol. 85, 2015.
- [18] A. Pola, M. Tocci & P. Kapranos, Microstructure and Properties of Semi-Solid Aluminum Alloys: A Literature Review, Metals, Vol. 8, 2018.
- [19] M. Zamani, Al-Si Cast Alloys-Microstructure and Mechanical Properties at Ambient and Elevated Temperatures: Jönköping University, School of Engineering, 2001.
- [20] R. Trivedi & W. Kurz, "Microstructure selection in eutectic alloy systems", Solidification processing of eutectic alloys, 1988.
- [1] م. خدائی، و ن. رهرام، "بررسی اثر دانسیته فوم و ضخامت پوشان بر الگوی جریان و برخی پارامترها در ریخته گری فومی"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، ۴، ۲۰۱۰.
- [2] T. Motegi, F. Tanabe & E. Sugiura, "Continuous casting of semisolid aluminium alloys", Materials Science Forum: Trans Tech Publ, pp. 203-208, 2002.
- [3] M. Payandeh, M. H. Sabzevar, A E. Jarfors & M. Wessén, "Solidification and re-melting phenomena during the slurry preparation stage using the RheoMetal™ process" Jönköping University, School of Engineering, 2016.
- [4] P. Giordano & G. Chiarmetta, "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, 2002.
- [5] S. Nourouzi, M. Bakhshi- Juybari, A. kolahdooz & S. J. Hosseinipour, "Effect of temperature on the microstructure of semi-solid casting in cooling slope method", Aerospace Mechanics Journal, Vol. 9, 2013.
- [6] J. Campbell, "Complete casting handbook: metal casting processes, metallurgy", Techniques and Design, Butterworth-Heinemann: Butterworth-Heinemann, 2015.
- [7] ا. کلاهدوز و م. موسوی، "بهنه سازی تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم A360 تولید شده به روش ریخته گری نیمه جامد، فصلنامه علمی پژوهشی مهندسی مکانیک جامدات، ۸، ۱۳۹۴.
- [8] Metals hand book, metallography and microstructures, ASM. USA: ASM, Vol. 9, 1998.
- [9] P. Marchwica, Microstructural and Thermal Analysis of Aluminum-Silicon and Magnesium-Aluminum Alloys Subjected to High Cooling Rates, 2012.
- [10] E. Tzimas & A. Zavaliangos, "Evaluation of volume fraction of solid in alloys formed by semisolid processing", Journal of Materials Science, Vol. 35, 2000.
- [11] A. H. Ahmad, S. Naher & D. Brabazon, "Thermal profiles and fraction solid of aluminium 7075 at different cooling rate conditions", Key Engineering

#### ۶- پی نوشت

Enthalpy Exchange Material (EEM)  
Optic Emission Spectrometer (OES)  
Keller



Scanning Electron Microscopy  
Simultaneous Thermal Analysis  
Fragmentation  
Rosset-like  
Peclet

## Investigation of solidification mechanism and microstructure of semi-solid as cast A380 part with swarf additions injected by diecast machine

Hooman Hadian<sup>1, \*</sup>, Mohsen Haddad Sabzevar<sup>2</sup>, Mohammad Mazinani<sup>3</sup>

1- Ph.D. Student, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Ferdowsi University, Mashhad, Iran

2- Professor, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Ferdowsi University, Mashhad, Iran

3- Associate Professor, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Ferdowsi University, Mashhad, Iran

\*Corresponding Author: [navidganjehie@yahoo.com](mailto:navidganjehie@yahoo.com)

---

### Abstract

Nowadays, the production of industrial components by semi-solid methods is considered as a new method. These methods are time consumable due to slurry preparation process, leading to the development of methods that allow the creation of non-dendritic structures in the shortest possible time. For example, the method of enthalpy exchange Material (EEM) is one of the most common processes that results from the proximity of two materials with high and low enthalpy. In this research, the effect of adding swarf on the structure of die casting parts has been studied on aluminum alloy A380 and the possibility of structural changes in different temperature conditions has been investigated. The microstructure of the parts has changed from dendrites to globular and the microstructure consists mainly of alpha phase, eutectic and intermetallic compounds. SEM results showed that the distribution of copper and iron elements is in grain boundaries of aluminum alpha particles. Also, the solid weight fraction was calculated using the thermal analyze results and confirmed by microscopic images.

**Keywords:** Semi-Solid Casting, Micro Structure, Solid Fraction, Swarf, Solidification.

---

Journal homepage: [ma.iaumajlesi.ac.ir](http://ma.iaumajlesi.ac.ir)

### Please cite this article using:

Hooman Hadian, Mohsen Haddad Sabzevar, Mohammad Mazinani, Investigation of solidification mechanism and microstructure of semi-solid as cast A380 part with swarf additions injected by diecast machine, in Persian, New Process in Material Engineering, 2019, 13(3), 1-16.