

به نام دانای کل



دانشگاه علم و صنعت ایران

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

سمینار درس انجماد پیشرفته

**بررسی سیالیت مذاب آلیاژهای ریختگی آلومینیوم و  
کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم**

## فهرست مطالب

صفحه	عنوان
۱	۱.مقدمه
۱	۱.۱ تاریخچه
۲	۱.۲ کاربرد
۲	۱.۳ ریخته گری و سیالیت آلومینیوم
۴	۲. مکانیزم انجماد
۸	۳. تاثیر عوامل متالورژیکی بر سیالیت
۸	۳.۱ ترکیب شیمیایی و اثر افزودن عناصر آلیاژی
۸	۳.۱.۱ اثر ترکیب شیمیایی بر روی دامنه انجمادی و سیالیت
۱۲	۳.۱.۲ اثر ترکیب شیمیایی بر روی الگوی انجمادی و سیالیت
۱۸	۳.۱.۳ اثر عناصر ریزکننده دانه بر روی سیالیت
۲۱	۳.۱.۴ اثر سایر عناصر بر روی سیالیت
۲۲	۳.۲ فوق ذوب مذاب
۲۴	۳.۳ ویسکوزیته
۲۵	۳.۴ کشش سطحی و فیلم اکسیدی
۲۶	۳.۵ تمیزی مذاب
۲۶	۱.۴ اثر خصوصیات قالب بر روی سیالیت مذاب
۲۶	۴.۱ مواد قالب

۲۶	۴.۲. نفوذ پذیری قالب
۲۷	۴.۳. پوشش قالب
۲۹	۴.۴. دمای قالب
۲۹	۵. سیالیت کامپوزیت ها
۳۰	۵.۱. کسر حجمی مقاوم ساز
۳۳	۵.۲. اندازه ذرات
۳۴	۵.۳. شکل ذرات
۳۵	۵.۴. آگلومراسیون
۳۵	۶. بحث
۳۷	۷. نتایج
۳۸	فهرست منابع

## ۱. مقدمه

### ۱.۱ تاریخچه

آلومینیوم فلزی است که مصارف بسیار زیاد و متنوعی در صنایع به ویژه در صنایع فضایی، کشتی سازی، ماشین سازی، حمل و نقل، الکترونیک، لوازم خانگی، بسته بندی و ... دارد. این فلز به علت خواص ویژه الکتریکی و مکانیکی و بویژه سبک بودن، " فلز قرن " لقب گرفته است.

در سال ۱۸۰۷، شخصی به نام دیوی هامفری سعی کرد تا آلومینیوم را به روش الکترولیز جدا نماید، اما موفق نشد.

در سال ۱۸۱۲ سنگ معدن آلومینیوم در ناحیه Les Baux در کشور فرانسه کشف شد. از آن پس سنگ معدن آلومینیوم، صرف نظر از ترکیبات و محل کشف، بوکسیت نامگذاری گردید.

در سال ۱۸۲۵، کرست موفق به تولید ذرات ریز آلومینیوم گردید.

به دنبال این مسئله، تحقیقاتی که توسط وهلر در سال ۱۸۴۵، دوپل در سال ۱۸۵۴ و مایر در سال ۱۸۸۸ انجام گرفت، منتشر شد. فرآیندهای امروزی تولید آلومینیوم در سال ۱۸۹۲ در فرانسه توسط هراتل و در آمریکا توسط هال به کار گرفته شد.

اولین کاربردهای آلومینیوم به عنوان ماده هادی در صنعت برق به شرح ذیل بود:

در سال ۱۸۹۵، هادی های آلومینیومی تابیده شده جهت خطوط هوایی در آمریکا و فرانسه به کار رفت.

در سال ۱۹۰۸، هادی آلومینیومی تقویت شده توسط رشته های فولادی ( ACSR ) در خطوط هوایی مورد بهره برداری قرار گرفت.

در سال ۱۹۱۰ هادی آلومینیومی در کابل های زیرزمینی با غلاف سربی و عایق کاغذی در شهرهای بوستون و ایلینگ به کار گرفته شد.

در سال ۱۹۱۲، از شینه های آلومینیومی در یک کشتی به نام آکویتانا استفاده شد.

در سال ۱۹۱۷، ترانس هایی با سیم پیچ آلومینیوم ساخته شد.

در سال ۱۹۲۰، موتورهایی با روتور قفس سنجایی از جنس آلومینیوم ساخته شد.

## ۱.۲ کاربردها

چه از نظر کیفیت و چه از نظر ارزش، آلومینیوم کاربردی‌ترین فلز بعد از آهن است و تقریباً در تمامی بخش‌های صنعت دارای اهمیت می‌باشد. آلومینیوم خالص، نرم و ضعیف است، اما می‌تواند آلیاژهایی را با مقادیر کمی از مس، منیزیم، منگنز، سیلیکون و دیگر عناصر بوجود آورد که این آلیاژها ویژگی‌های مفید گوناگونی دارند. این آلیاژها اجزای مهم هواپیماها و راکت‌ها را می‌سازند.

وقتی آلومینیوم را در خلاء تبخیر کنند، پوششی تشکیل می‌دهد که هم نور مرئی و هم گرمای تابشی را منعکس می‌کند. این پوششها لایه نازک اکسید آلومینیوم محافظ را بوجود می‌آورند که همانند پوششهای نقره خاصیت خود را از دست نمی‌دهند. یکی دیگر از موارد استفاده از این فلز در لایه آینه‌های تلسکوپ‌های نجومی است.

برخی از کاربردهای فراوان آلومینیوم عبارت‌اند از: حمل و نقل (اتومبیل‌ها، هواپیماها، کامیون‌ها، کشتی‌ها، ناوگانهای دریایی، راه آهن و...) بسته‌بندی (قوطی‌ها، فویل و...) ساختمان (درب، پنجره، دیوار پوشها و...) کالاهای با دوام مصرف کننده (وسایل برقی خانگی، وسایل آشپزخانه، ... خطوط انتقال الکتریکی (به علت وزن سبک اگرچه هدایت الکتریکی آن تنها ۶۰٪ هدایت الکتریکی مس می‌باشد) ماشین آلات اکسید آلومینیوم (آلومینا) بطور طبیعی و بصورت کوراندوم، سنگ سمباده (emery)، یاقوت (ruby) و یاقوت کبود (sapphire) یافت می‌شود که در صنعت شیشه‌سازی کاربرد دارد. یاقوت و یاقوت کبود مصنوعی در لیزر برای تولید نور هم‌نوسان بکار می‌روند. آلومینیوم با انرژی زیادی اکسیده می‌شود و در نتیجه در سوخت موشک‌های با سوخت و دمازاها مورد استفاده واقع می‌شود.

## ۱.۳ ریخته‌گری و سیالیت آلومینیوم

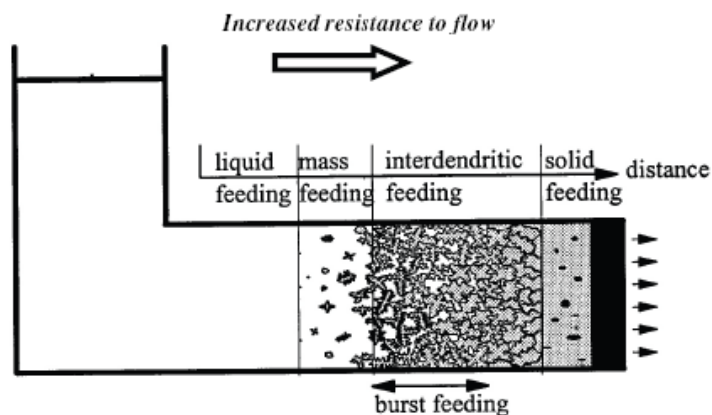
قطعات ریخته‌گری جدار نازک اغلب به دلیل داشتن ساختاری با وزن سبک، برای افزایش بار مفید و کاهش انرژی مصرفی در کاربردهای هوافضا و خودرو مفید هستند. افزایش تقاضا برای تولید قطعات مورد نیاز دقیق در طراحی مهندسی برای تولید مقاطع ریخته‌گری نازکتر با خواص مکانیکی مطلوب وجود دارد. [1]

سیالیت مذاب در مفهوم ریخته‌گری آن به معنای توانایی مذاب برای جریان یافتن درون قالب و پر کردن تمام قسمت‌های آن، قبل از انجماد کامل است. در مقیاس تجربی روش ساده‌ای برای اندازه‌گیری سیالیت وجود دارد. در این روش طول پیموده شده توسط مذاب، درون کانال با اندازه و شکل استاندارد، به عنوان سیالیت آلیاژ معرفی می‌شود. البته این مفهوم نباید با تعریف گرانروی که یک خاصیت مرتبط با دما در سیالات است اشتباه گرفته شود. بلکه می‌توان گفت گرانروی یکی از چندین عامل تاثیرگذار روی سیالیت است. [2]

در فرایندهای ریخته‌گری مذاب از میان یک یا چند راه‌بار وارد قالب می‌شود و باید قبل از اینکه مذاب منجمد شود تمامی محفظه قالب را پر کند و اگر این اتفاق نیفتد گفته می‌شود که مذاب روانی و سیالیت مناسبی نداشته است. سیالیت عکس ویسکوزیته بوده و ریخته‌گران این ویژگی را در آزمایش‌های مختلفی مورد بررسی قرار می‌دهند. در این تست‌ها فلز داغ سبب ایجاد جریان در کانالی طولانی با سطح مقطعی کوچک می‌شود. (کانال در دمای اتاق است). طول فلز جریان یافته قبل از اینکه در اثر انجماد متوقف شود مقدار سیالیت است. [1]

مذاب دارای سیالیت مناسب قابلیت پرکردن تمام قسمت‌های قالب را داراست. البته سیالیت بیش از حد نیز پی‌آمدهای نامناسبی مثل نفوذ مذاب درون دیواره قالب ماسه‌ای، اتصال دو تکه قالب در خط جدایش و همچنین افزایش تلاطم مذاب درون قالب را به همراه دارد. [2]

سیالیت مناسب برای ریختگری قطعات جدار نازک و یا با اشکال پیچیده ضروری است. سریع سرد کردن مقاطع ریختگی جدار نازک، سیالیت مذاب فلز را کاهش می‌دهد. این امر می‌تواند باعث انجماد ناگهانی مذاب فلز قبل از پر شدن کامل قالب گردد، در نتیجه عیوبی مثل پرشدن ناقص قالب و یا جوش سرد ایجاد می‌شوند. همچنین در نظر گرفتن مذابی با سیالیت مناسب به تغذیه کامل قطعه در حال انجماد کمک خواهد کرد. از این رو یکی از ملاک‌های طراحی تغذیه، در نظر گرفتن روابط مربوط به سیالیت مذاب است. از آنجا که سیالیت و تغذیه‌گذاری هر دو مفهومی از جریان یابی مذاب درون قالب را به همراه دارند، می‌توانند متناظر با یکدیگر نیز به کار روند. به گونه‌ای که سیالیت تقریباً متناظر با قدرت جریان یابی مذاب در مراحل تغذیه میکرو و ماکرو در قطعه در حال انجماد است. شکل ۱ مکانیزم‌های تغذیه‌گذاری ممکن برای آلیاژ غنی از عنصر محلول را نشان می‌دهد. [2]



## شکل ۱: مراحل مختلف تغذیه گذاری برای آلیاژ غنی از عنصر محلول [2]

در مرحله تغذیه ماکرو فضای بین بازوهای دندریتی به طور کامل پر نمی شود. مذاب ابتدا مطابق با ویژگی های سیالاتی خود، قالب را پر می کند. سپس هسته های معلق در آن به آرامی رشد می کنند. تغذیه باید بتواند تمام فواصل بین دندریتی را در این مرحله پر کند. از این رو یکی از ویژگی های مهم مذاب که در محاسبات اولیه برای ریختگی قطعات بررسی می شود سیالیت و عوامل موثر بر آن است.

فاکتورهای اندازه گیری سیالیت می تواند بطور کلی به سه دسته تقسیم شوند:

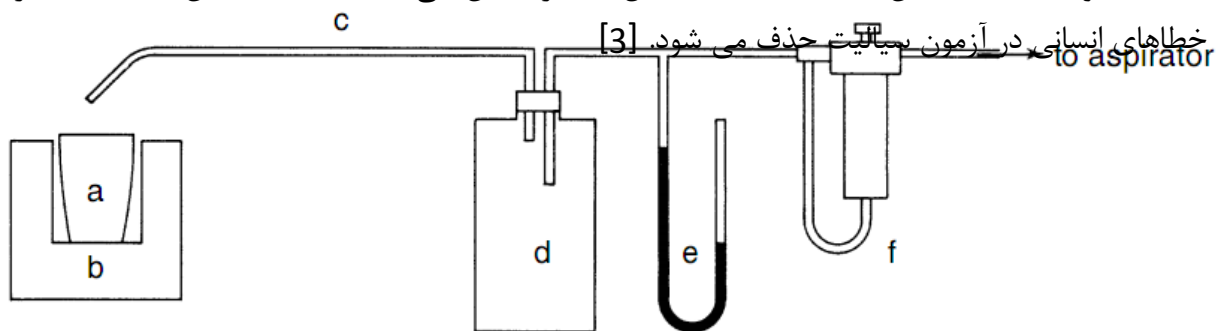
۱- متغیرهای متالورژیکی یا مربوط به فلز مذاب از قبیل ترکیب، فوق ذوب، گرمای نهان، کشش سطحی، ویسکوزیته و مدل انجمادی

۲- متغیرهای مربوط به قالب و قطعه از قبیل شکل قطعه، سرعت سرد کردن، درجه فوق ذوب، مواد قالب، هدایت قالب، مقاومت فصل مشترک در برابر جریان حرارت و خواص سطحی.

۳- متغیرهای آزمایش مانند ارتفاع مذاب و قطر کانال.

بعلاوه خصوصیات مقاوم سازها مانند: اندازه، شکل و کسر حجمی آنها روی سیالیت مذاب و کامپوزیت های زمینه فلزی موثر است. با وجود اینکه کار پیوسته ای روی عوامل موثر بر سیالیت آلیاژهای آلومینیوم و کامپوزیت های آن انجام شده است، مدل تئوری معتبری برای پشتیبانی رفتار سیالیت آلیاژهای آلومینیوم و کامپوزیت آن وجود ندارد. در این مقاله مروری جامع روی فاکتورهای متنوع موثر در سیالیت آلیاژهای آلومینیوم و کامپوزیت های آن انجام شده است. علاوه بر این انواع مدل های تئوری پیشنهاد شده در مقالات و نوشته ها مورد بحث قرار گرفته است. [1]

برای ایجاد شرایط ریختگری استاندارد آزمون مکش مذاب در خلا روش مناسبی است. چرا که فشار اعمالی به مذاب توسط یک دستگاه خلا ایجاد می شود. از این رو می توان فشار اعمالی را با دقت بالا کنترل کرد. شکل ۲ یک نمونه دستگاه مکش مذاب به کمک اعمال خلا را نشان می دهد. به کمک این دستگاه بسیاری از



شکل ۲: یک نمونه دستگاه مکش مذاب به کمک اعمال خلا؛ a. بوته مذاب؛ b. کوره مقاومتی؛  
c. لوله اندازه گیری سیالیت؛ d. مخزن فشار؛ e. مانومتر؛ f. سیستم کنترل فشار. [3]

## ۲. مکانیزم انجماد

با توجه به عوامل موثر در کاهش سرعت مذاب و در نهایت توقف آن درون مذاب سه مکانیزم انجمادی زیر پیشنهاد شده است :

مکانیزم اول مربوط به فلزات خالص و آلیاژهای یوتکتیک است. هر دو نوع این فلزات روند انجمادی به شکل انجماد پیش‌رونده دارند. انجماد از دیواره به سمت هسته قالب پیش می‌رود. فصل مشترک جامد - مذاب دارای سطحی نسبتاً صاف و هموار است.

مکانیزم دوم مربوط به آلیاژهایی با درصد عنصر محلول پایین و یا بدون اصلاح کننده است. در این آلیاژها مدل انجماد به شکل شبه‌پیش‌رونده با ایجاد دانه‌های ستونی است. سطح فصل مشترک جامد - مذاب در این مدل انجمادی به شکل نامنظم و ناهموار است. در دو مکانیزم فوق در صورتی که فوق ذوبی اعمال نشود، بسته شدن مسیر جریان مذاب در ورودی قالب علت اصلی توقف جریان مذاب است.

مکانیزم انجمادی سوم مربوط به سایر آلیاژها با محتوای عنصری متفاوت نسبت به فلزات خالص و ترکیبات یوتکتیک است. نحوه انجماد در این آلیاژها به شکل خمیری است. در این مدل در طول انجماد کریستال‌های هم‌محور تشکیل شده، رسوب کرده و به همراه مذاب به سمت جبهه مذاب کشیده می‌شوند. با افزایش مقدار این کریستال‌ها در جبهه مذاب و رسیدن به یک حد بحرانی مذاب دیگر قادر به حرکت نبوده و متوقف می‌شود. مقدار این حد بحرانی انجماد به سیالیت مذاب بستگی دارد. هرچه حد بحرانی تجمع کریستال‌های جامد برای یک آلیاژ بیشتر باشد سیالیت آن افزایش می‌یابد.

علاوه بر مکانیزم‌های فوق Prussin مکانیزم انجماد دیگری را ارائه کرده است که در آن رشد کریستال‌های درون جریان مذاب در فاصله مشخصی از جبهه مذاب انجام گرفته و در آن فاصله سبب توقف جریان مذاب می‌-



شود. در واقع وجود این منطقه عامل اصلی توقف جریان مذاب است. McParland با مشاهده ریزساختار نمونه‌های تست سیالیت آلیاژ Al-30%Si دریافت که در جبهه مذاب تعداد ناچیزی از کریستال‌های Si اولیه تشکیل شده‌اند در حالیکه درست پس از این منطقه تجمع پرشمار کریستال‌های کوچک Si اولیه وجود دارد. مناطق بعدی شامل ریزساختار متداول آلیاژ یعنی کریستال‌های درشت Si اولیه درون ساختار یوتکتیک هستند. بر طبق این مشاهدات McParland مکانیزم انجمادی را برای آلیاژهای هایپر یوتکتیک Al-Si پیشنهاد داد که بر اساس آن اتصال کریستال‌های Si اولیه در منطقه غنی از Si اولیه درون ساختار یوتکتیک هستند.

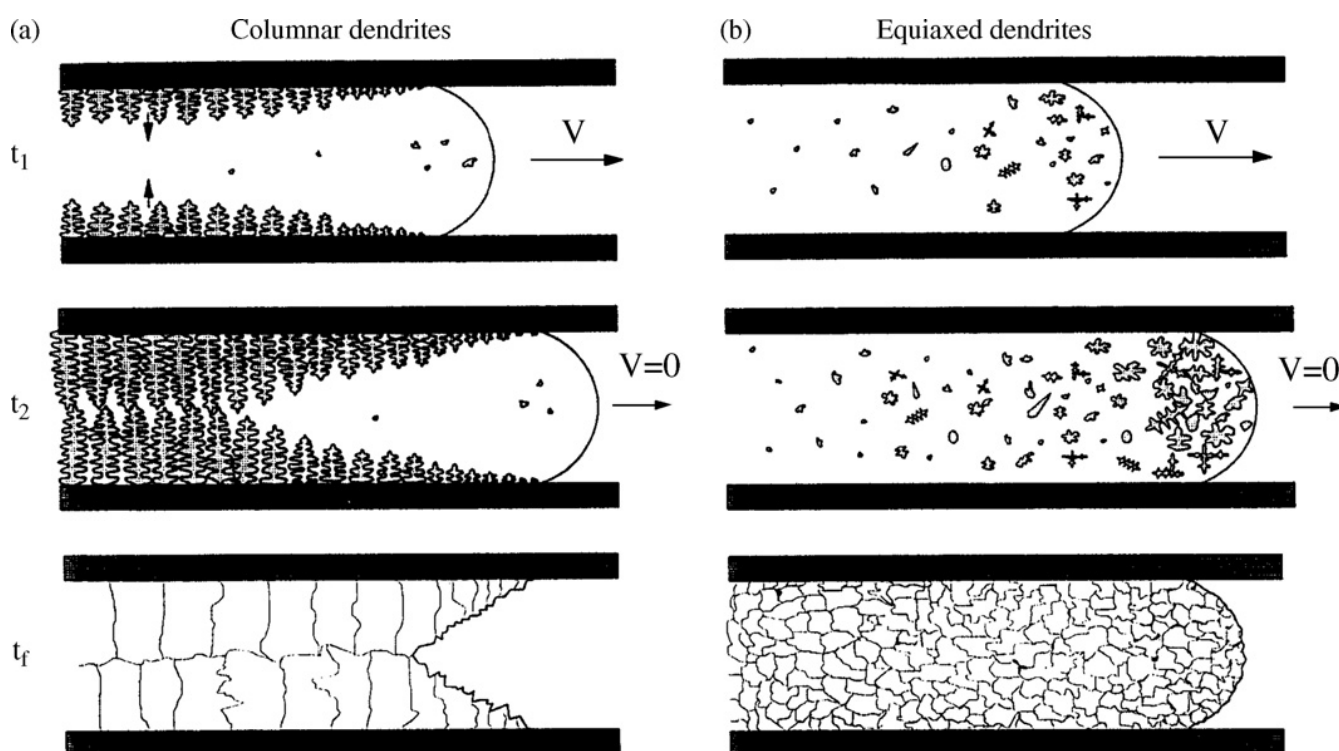
به نظر می‌رسد که مکانیزم‌های مختلفی برای چگونگی توقف مذاب وجود داشته باشد که در آنها عوامل اصلی توقف مذاب در ورودی قالب یا جبهه مذاب و یا مناطقی غیر از این دو محل پیشنهاد شده باشد. [1]

در آزمایشی توسط Pan & Hu سه آلیاژ Al-7%Si و Al-11%Si و Al-16%Si برای بررسی مکانیزم انجماد در نظر گرفته شد. نتایج آزمایش نشان داد که در آلیاژ Al-7%Si گرانروی سیال در جبهه مذاب بیش از سایر نقاط است. این مسئله نشان می‌دهد که عامل توقف مذاب در جبهه مذاب واقع شده است.

در مجموع می‌توان گفت سیالیت آلیاژهای Al-Si به شدت تحت تاثیر مدل انجمادی قرار دارد و برای مقادیر Si مختلف تغییر می‌کند. برای آلیاژهای هایپویوتکتیک (Al-7%Si) به حد بحرانی ویسکوزیته در جبهه مذاب بستگی دارد. وقتی کسر جامد در جبهه مذاب آلیاژ به حدود ۴۰٪ رسید احتمال توقف مذاب وجود دارد. مکانیزم مشابهی برای آلیاژ نزدیک به یوتکتیک (Al-11%Si) مشاهده شد. در این آلیاژ نیز حد بحرانی کسر جامد در جبهه مذاب حدود ۴۰٪ است. ولی برای آلیاژهای هایپر یوتکتیک مدل انجماد کاملا متفاوت است. وجود منطقه-ای در نزدیکی جبهه مذاب که با سرعت زیاد منجمد می‌شود و یا تجمع کریستال‌های Si اولیه و اتصال آنها به یکدیگر و تشکیل شبکه پیوسته‌ای از آنها باعث مسدود شدن مسیر مذاب و کاهش سیالیت می‌گردد. [7]

با توجه به مطالب گفته شده سیالیت معمولا با دامنه انجمادی رابطه عکس دارد. [1] سیالیت بالا معمولا در فلزات خالص و آلیاژهای یوتکتیک دیده می‌شود، در جایی که انجماد با پیشرفت فصل مشترک صفحه‌ای از دیواره قالب با جریان پیوسته مذاب تا وقتی که کانال کاملا بسته شود اتفاق می‌افتد. (شکل ۳.a) یعنی انجماد فلزات خالص و آلیاژهای یوتکتیک بصورت ستونی از دیواره قالب آغاز می‌شود، ولی به علت دامنه انجمادی ناچیز مذاب قادر است از بین کانال ایجاد شده عبور کند. سرعت عبور مذاب با افزایش رشد دانه‌های ستونی از طرف دیواره به مرکز قالب کاهش می‌یابد تا آنجا که سطح دیواره‌های منجمد شده بهم به یکدیگر برسند و مسیر جریان مذاب را ببندند. بعبارت دیگر در آلیاژها مادون انجماد پیوسته و دیگر پدیده‌های تولیدی، کریستال متصل در جرم اصلی مایع تولید کرده و منجر به حضور کریستال‌های آزاد در مایع می‌شود که می‌تواند از جریان مذاب جلوگیری کرده و سیالیت را کاهش دهد. (شکل ۳.b) بعلاوه تاخیر در انجماد در آلیاژهای با رنج انجمادی بزرگ (که در مقایسه با سطح مشترک کریستالیزاسیون ساده جلوی جریان فلزات خالص و آلیاژهای یوتکتیک بزرگتر هستند) باعث می‌شود تا کریستال‌ها با رشد صفحه‌ای نامنظم رشد کنند. بنابراین مقادیر سیالیت فلزات خالص و

آلیاژهای یوتکتیک بیشتر از سیالیت آلیاژی است که در دامنه انجمادی بزرگتری منجمد می‌شوند. این موضوع دلیلی برای برتری ذرات پهن در یوتکتیک یا آلیاژهای نزدیک به یوتکتیک جهت اهداف ریخته‌گری است، مخصوصاً در ریخته‌گری مقاطع نازک. هرچند، اخیراً مطالعه‌ای توسط Xu & Han [۱۲] نشان داد که تحت شرایط دایکاست برخلاف سیالیت آلیاژهای آلومینیوم در ریخته‌گری ثقیلی، طول سیالیت آلیاژ Al با افزایش دامنه انجماد و کاهش دمای سالیدوس در فوق ذوبی ثابت افزایش می‌یابد که دلیل آن فشار بالای استفاده شده برای تزریق فلز مذاب به درون قالب است که آلیاژ مذاب می‌تواند در کسرهای جامد بسیار بالاتر نسبت به شرایط ریخته‌گری معمولی جریان یابد.



شکل ۳: تفاوت مدل انجمادی در آلیاژها (a) رشد ستونی (b) رشد هم محور [1]

حضور ذره در کامپوزیت‌ها زمان انجماد را مانند مکانیزم انجماد تغییر می‌دهد. آزمایشات نشان داد که نسبتاً درصد کم ذرات (  $< 5\%$  ) در آلیاژهای آلومینیوم منجر به هیچ تغییرات محسوسی در زمان انجماد در مقایسه با آلیاژهای اصلاح نشده (مونولیتیک) نمی‌شود. این امر نشانه‌ای است به جبران کاهش زمان انجماد به دلیل کاهش در مقدار کل حرارت هدر رفته با کاهش هدایت حرارتی موثر (بخاطر حضور ذرات عایق حرارتی) دوغاب-های کامپوزیتی. اما در درصد‌های زیاد ممکن است ذرات شروع به تاثیرگذاری قابل اندازه‌گیری روی زمان انجماد کنند.

### ۳. تاثیر عوامل متالورژیکی بر سیالیت

عوامل متالورژیکی ویژگی های ذاتی هستند که بر روی سیالیت هر سیستم آلیاژی موثر می باشند. برخی از این عوامل شامل فوق ذوب، مدل انجماد، نفوذ حرارتی، کشش سطحی و حضور اکسیدهای سطحی هستند.

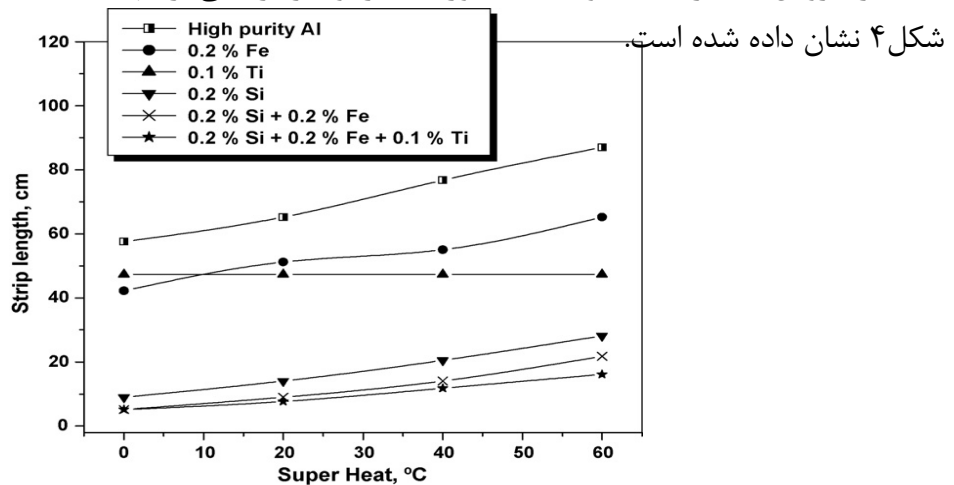
#### ۳.۱ ترکیب شیمیایی و اثر افزودن عناصر آلیاژی

اثر افزودن عناصر مختلف بر روی سیالیت مذاب به میزان اثر گذاری آنها روی ویژگی های مذاب بستگی دارد. تغییر در ویسکوزیته، کشش سطحی، دامنه انجمادی، فوق ذوب، تشکیل فیلم های اکسیدی یا آخال های غیر فلزی، مدل انجماد آلیاژ و سایر ویژگی های مذاب بر روی سیالیت نیز تاثیرگذار خواهد بود.

##### ۳.۱.۱ اثر ترکیب شیمیایی بر روی دامنه انجمادی و سیالیت

سیالیت آلومینیوم غیر آلیاژی با کاهش درصد خلوص آن به سرعت کاهش می یابد. Cooksey et al اثر افزودن چند عنصر آلیاژی را بر روی سیالیت مذاب آلومینیوم خالص بررسی کرده است. همانطور که مشخص است تفاوت کاملا مشخصی در سیالیت آلومینیوم خالص (۹۹/۹٪) و آلومینیوم خالص تجاری (۹۹/۷٪) وجود دارد.

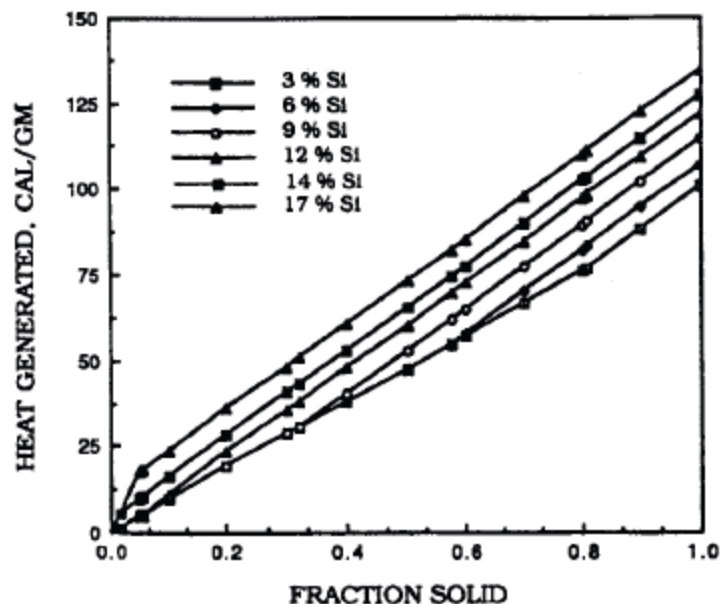
اثر افزودن عناصر Si، Ti و Fe به صورت مجزا و نیز ترکیبی از آنها، به مذاب آلومینیوم با خلوص بالا در



#### شکل ۴: اثر ناخالصی‌ها روی سیالیت مذاب Al خالص در قالب ماسه‌ای [1]

عنصر سیلیسیم عامل اصلی در کاهش سیالیت مذاب است. اثر عنصر آهن بر روی سیالیت در مقایسه با سیلیسیم کمتر است. ولی افزایش درصد عنصر تیتانیوم در مذاب اثری بینابینی و متوسط روی سیالیت می‌گذارد. در واقع کاهش شدید سیالیت مذاب آلومینیوم تجاری خالص نسبت به آلومینیوم با خلوص بالا ناشی از حضور عنصر سیلیسیم است. چرا که این عنصر مدل انجماد را از حالت پوسته‌ای به رشد هم‌محور (هم‌مرکز) تغییر می‌دهد. از این رو برای مطالعه آلیاژهای آلومینیوم می‌توان دو دسته آلیاژی را در نظر گرفت: ۱- آلیاژهایی که عنصر Si در ترکیب آنها وجود ندارد. این آلیاژها سیالیت مناسبی داشته و ساختار انجمادی ستونی دارند. ۲- آلیاژهای حاوی Si که سیالیت پایینی داشته و ساختاری هم‌محور دارند.

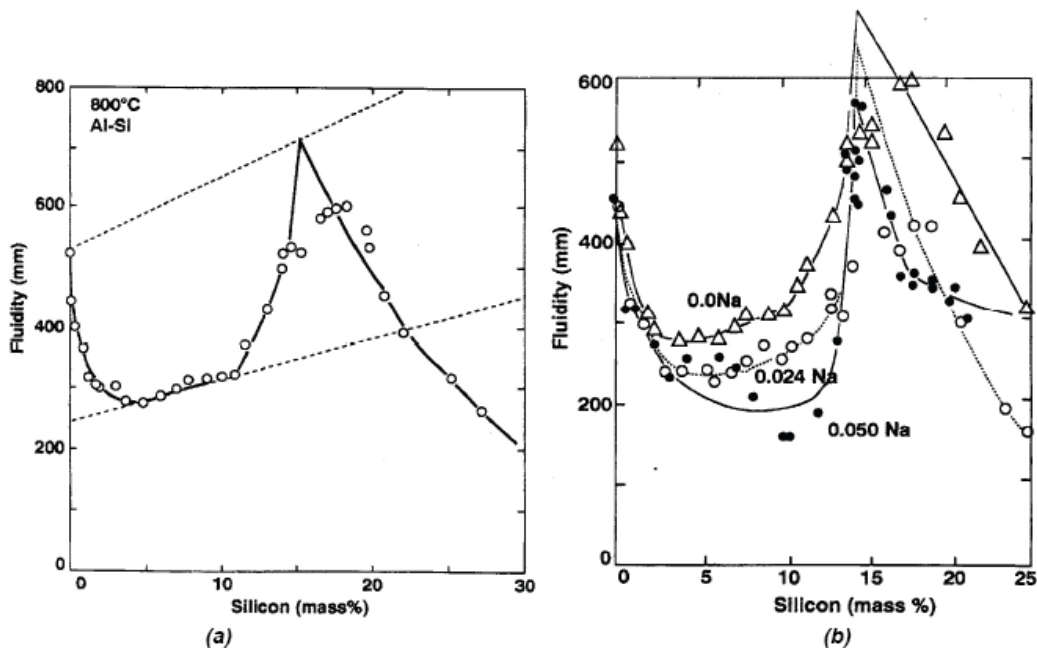
سیالیت عالی آلومینیوم خالص در ابتدا، با افزودن مقدار کمی از این عناصر آلیاژی کاهش پیدا می‌کند. چرا که دامنه انجمادی گسترده تر شده و الگوی انجمادی از حالت پوسته‌ای (صفحه‌ای) به خمیری تغییر می‌یابد. به همین ترتیب سیالیت مذاب با افزایش عناصر آلیاژی کاهش می‌یابد و در نقطه ای که ترکیب آلیاژ حداکثر دامنه انجمادی را دارد به حداقل مقدار خود می‌رسد. سپس با افزایش بیشتر عناصر آلیاژی سیالیت مذاب افزایش یافته تا جایی که بیشترین مقدار سیالیت در نقطه یوتکتیک به دست می‌آید. در این نقطه مذاب به شکل پوسته‌ای منجمد می‌شود. با گسترده تر شدن دامنه انجمادی در منطقه هایپر یوتکتیک سیالیت دوباره رو به کاهش می‌گردد سیستم مهم آلیاژی Al-Si یک استثناء کوچک در مقایسه با رابطه بالا نشان می‌دهد. سیالیت بطور شدید در قسمت محلول جامد سیستم با بالای 4.9 wt% Mg کاهش می‌یابد و با حرکت به سمت ترکیب یوتکتیک زیاد می‌شود. این افزایش سیالیت قبل از ماکزیمم مقدار قابلیت حل شدن Mg در  $\alpha$ -Al موضوعی است که در مقالات مختلف اشاره‌ای به آن نشده است. همچنین پیک سیالیت برای آلیاژ Al-Mg به آرامی در ناحیه هایپر یوتکتیک رخ داده است. [1]



شکل ۵: روند تغییرات گرمای نهان انجماد سیستم آلیاژی Al-Si بر حسب کسر جامد تشکیل شده. گرمای نهان انجماد برای  $\alpha$ -Al و Si به ترتیب ۹۵ و ۳۵۰ کالری بر گرم در نظر گرفته شده است. [2]

با توجه به نمودار فازی Al-Si انتظار می رود که در یک دمای بارریزی ثابت، با افزایش محتوی سیلیسیم ترکیب، سیالیت مذاب کاهش یافته و در نقطه ای که بیشترین حلالیت سیلیسیم درون آلومینیوم وجود دارد (۱/۶۵ %Si) به حد اقل مقدار خود برسد. چرا که در این نقطه مذاب بیشترین دامنه انجمادی را خواهد داشت. همچنین انتظار می رود با کاهش دامنه انجمادی تا نقطه یوتکتیک سیالیت افزایش یابد. ولی نتایج آزمایش های تجربی نشان می دهند که روند افزایش سیالیت با عبور از نقطه یوتکتیک نیز ادامه داشته و حداکثر سیالیت در محدوده های پیریوتکتیک (۱۷-۱۸ %Si) رخ می دهد. (در مقایسه با ترکیب یوتکتیک Al-12%Si) حداقل سیالیت نیز به حدود 5-6% Si انتقال می یابد.

به احتمال زیاد این روند غیر منتظره مربوط به اختلاف بین گرمای نهان انجماد سیلیسیم و آلومینیوم است. در مقالات مختلف گرمای نهان انجماد سیلیسیم در حدود ۳/۷ تا ۴/۵ برابر گرمای نهان انجماد آلومینیوم در نظر گرفته شده است. از این رو افزایش درصد سیلیسیم ترکیب سبب افزایش گرمای آزاد شده در دامنه انجماد می گردد. روند تغییرات گرمای نهان انجماد به صورت تئوری در شکل ۵ آمده است. برای رسم این نمودار گرمای نهان انجماد برای  $\alpha$ -Al و Si به ترتیب ۹۵ و ۳۵۰ کالری بر گرم در نظر گرفته شده است. این گرمای ویژه سبب تاخیر در انجماد می گردد. البته شکل گرفتن ذرات غیردندریتی سیلیکون اولیه با تحرک بیشتر مذاب نسبت به دندریت های آلومینیوم به هم پیوند خورده نیز می تواند در تداوم روند افزایش سیالیت تا بعد از ترکیب یوتکتیک تاثیر داشته باشد.



شکل ۶: a. نمودار اصلاح شده کمبل برای تغییرات آلیاژ بر حسب درصد سیلیسیم و b. اثر افزودن سدیم (پایدار کننده ترکیب یوتکتیک) روی سیالیت آلیاژ Al-Si [2]

کمبل نمودار اصلاح شده ای برای تغییرات سیالیت آلیاژ با تغییر در مقدار سیلیسیم رسم کرده است. (شکل ۶.a) در این مورد کمبل عقیده دارد اگرچه اختلاف گرمای نهان انجماد سیلیسیم و آلومینیوم در تداوم روند افزایش سیالیت پس از نقطه یوتکتیک تاثیر دارد ولی دلیل اصلی برای ایجاد این روند در آلیاژهای هیپریوتکتیک، وقوع یوتکتیک غیر تعادلی در درصدهای سیلیسیم بالاتر است. شکل ۶.b اثر افزودن سدیم را به آلیاژ نشان می دهد. این عنصر در واقع پایدار کننده ترکیب یوتکتیک است. این شکل موقعیت پیک های مربوط به ترکیب یوتکتیک را به روشنی نشان می دهد. همان طور که مشاهده می شود این پیک ها در محدوده  $\%Si$  ۱۷-۱۵ مشاهده می شوند. ادامه تحقیقات کمبل نشان داد که یوتکتیک غیر تعادلی در آلیاژ Al-Si در ترکیب  $\%Si$  ۱۵ رخ می دهد و پیک سیالیت نیز در این نقطه مشاهده می شود. به هر حال برای ارتباط بین عوامل موثر بر ترکیب یوتکتیک باید تحقیقات بیشتری انجام شود. پس از نقطه یوتکتیک غیر تعادلی نیز شاهد افت سیالیت آلیاژ هستیم. البته هنوز مشخص نیست که این تغییرات به تندی و با شیب زیاد انجام می گیرد و یا به آهستگی و به صورت منحنی.

مهمترین عامل تاثیر گذار روی سیالیت، مسدود شدن مسیر مذاب توسط کریستال های سیلیسیم اولیه در آلیاژهای هیپریوتکتیک است. به طوری که پس از یک حد بحرانی تشکیل کسر جامد، مسیر مذاب مسدود می گردد. مکانیزم مشابهی برای دندریت های آلومینیوم اولیه در آلیاژهای هیپریوتکتیک وجود دارد. مشاهدات نشان می دهند که افزودن فسفر به آلیاژ، تاثیر منفی روی سیالیت خواهد داشت. شاید علت این امر آسان تر شدن جوانه زنی کریستال های ریز سیلیسیم اولیه با افزودن عنصر فسفر است. چنین کریستال هایی به راحتی می توانند جریان مذاب را مختل کنند. نتایج تجربی نشان می دهند که ذرات پرشمار ریز به مراتب آسان تر از ذرات

هم محور درشت جلو جریان مذاب را می گیرند. از این رو در درصد های سیلیسیم بالاتر، تاثیر مثبت گرمای نهان انجماد سیلیسیم، توسط اثر منفی افزایش تراکم کریستال های سیلیسیم اولیه در ساختار خنثی می گردد.

گزارش های ارایه شده نشان می دهند که تجمع کریستال های سیلیسیم اولیه در جبهه مذاب نبوده بلکه با یک فاصله از نوک جبهه مذاب تجمع یافته اند. برای توجیه این رفتار، احتمال نفوذ مذاب از روزنه های شبکه پیوسته سیلیسیم اولیه و انجماد آن با ترکیب یوتکتیک، کمی جلوتر از شبکه سیلیسیم اولیه بیان شده است. البته می توان گفت که شبکه کریستال های سیلیسیم اولیه به پیچیدگی ساختار دندربتی آلومینیوم اولیه در آلیاژهای هیپویوتکتیک نیست. با این وجود مذاب با سرعت (V2) بسیار کمتر از سرعت شار مذاب (V1) پس از این شبکه کریستالی حرکت می کند. از این رو برای آلیاژهای هیپویوتکتیک رابطه زیر برای طول سیالیت بیان شده است.

$$L_f = V_1 f_s t_f + V_2 (1 - f_s) t_f \quad (1)$$

که V1 سرعت شار مذاب است و تا زمان تشکیل حد بحرانی کسر جامد (t1) ثابت فرض می شود. V2 نیز سرعت جریان مذاب یوتکتیک پس از تشکیل شبکه کریستالی Si اولیه است که این سرعت نیز تا زمان انجماد کامل آلیاژ (t2) ثابت در نظر گرفته می شود. برای تعیین سیالیت با این مدل انجمادی لازم است کسر جامد بحرانی برای تشکیل شبکه کریستالی تعیین گردد. در معادله بالا جمله دوم با افزایش درصد سیلیسیم آلیاژ کاهش می یابد. این مطلب بیان کننده افزایش fs همراه با افزایش درصد سیلیسیم است. برای تعیین fs باید تحقیقات بیشتری انجام شود. [2]

کمبل با تحقیقاتی که روی رابطه سیالیت و دیاگرام های فازی سه تایی انجام داد ثابت نمود که سیالیت این آلیاژها تابعی از دامنه انجماد آنها است. به طوری که مقدار حداکثر سیالیت در این ترکیبات، متناظر با گودی- های مربوط به ترکیب یوتکتیک در نمودارهای فازی سه تایی اتفاق می افتد. حداقل سیالیت نیز در طول لبه های دیاگرام واقع می شوند. [1]

### ۳.۱.۲. اثر ترکیب شیمیایی بر روی الگوی انجمادی و سیالیت

تحقیقات مختلف نشان می دهند که افزودن عناصر آلیاژی مختلف به مذاب آلیاژ Al-Si، تاثیر های متفاوتی روی زمان تشکیل شبکه پیوسته ای از دندربیت های سیلیسیم اولیه<sup>۱</sup> (DCP) خواهند گذاشت. به عنوان مثال گزارش هایی از تاثیر چشمگیر افزودن عناصری مثل Mg، Sr، B، Ti و Fe بر روی DCP در سیستم آلیاژی

<sup>1</sup>. Dendrite Coherency Point

Al-Si وجود دارد. افزایش درصد عنصر سیلیسیم در مذاب آلیاژ Al-Si، سبب کاهش ملایم کسر جامد بحرانی برای تشکیل شبکه دندریت های پیوسته (fs) می گردد.

اخیرا تحقیقاتی در مورد اثر الگوی انجماد و ویژگی های آلیاژ بر روی کسر جامد پیوستگی انجام شده است. معمولا برای بیان نتایج تحقیقات، از رابطه کسر جامد پیوستگی و نسبت اندازه دانه به روی نرخ رشد دندریتی استفاده می شود. کسر جامد لازم برای ایجاد پیوستگی بین دندریت ها به غلظت عنصر محلول در آلیاژ نیز بستگی دارد که برای بیان ارتباط بین آنها از فاکتور محدود کننده رشد استفاده می شود. از این رو در آلیاژ Al-Si ارتباط بسیار قوی بین کسر جامد پیوستگی و درصد عنصر سیلیسیم، به عنوان عنصر محلول اصلی وجود دارد. [2] می توان گفت در آلیاژ های Al-Si با افزایش محتوی سیلیسیم مذاب، اندازه کریستال های Si افزایش خواهد یافت. البته باید توجه داشت که با افزایش سرعت سرد شدن، کریستال های سیلیسیم اولیه بیشتری با اندازه های کوچک تر ایجاد می شوند. از طرف دیگر میزان فوق ذوب نیز بر روی مورفولوژی کریستال های سیلیسیم اولیه موثر است.

جدول ۱: ارتباط بین ابعاد کریستال های سیلیسیم اولیه، دمای فوق ذوب و سرعت سرد شدن در

شرایط ریختگری یکسان [4]

Details of Pouring	% Si	Avg. Cool. Rate (C/s)	Avg. Size of PSCs ( $\mu\text{m} \pm 5$ )	Avg. # of PSCs in Unit Area (650 x 850 $\mu\text{m}$ ) ( $\pm 10 \mu\text{m}$ )	Avg. % Area of PSCs
30°C (85°F) superheat, bottom gating system, 0% Cu.	12	0.3	15	30	0.1
	18	0.4	90	28	0.55
	25	0.45	240	40	2.5
150°C (300°F) superheat, bottom gating system, 0% Cu.	12	1.1	12	70	0.15
	18	5.1	17	75	0.24
	25	5.2	30	40	0.25
150°C (300°F) superheat, top gating system, 0% Cu.	12	2.8	13	65	0.17
	18	6	15	72	0.23
	25	6.2	29	55	0.29
150°C (300°F) superheat, bottom gating system, 2.5% Cu.	12	4.1	11	60	0.16
	18	9.1	16	70	0.22
	25	9.2	28	60	0.28
150°C (300°F) superheat, bottom gating system, 5% Cu.	12	4.2	12	62	0.16
	18	9.8	14	78	0.24
	25	10.1	27	69	0.28



ارتباط بین ابعاد کریستال های سیلیسیم اولیه، دمای فوق ذوب و سرعت سرد شدن در جدول ۱ آمده است. این ارتباط توسط جوانه زنی و رشد این کریستال ها توضیح داده می شود. کریستال های سیلیسیم اولیه از هسته های یوتکتیک در مناطق تبریدی اطراف دیواره قالب شکل می گیرند. این کریستال ها از ناخالصی های معمولی موجود در مذاب جوانه نمی زنند. از این رو به تحت تبرید قابل ملاحظه ای برای جوانه زنی نیاز دارند. در صورتی که دمای مذاب به حد کافی بالا باشد، رشد این کریستال ها متوقف و حتی در مواردی دوباره ذوب می شوند. از این رو تعداد زیادی کریستال سیلیسیم اولیه با ابعاد کوچک درون مذاب باقی می ماند. این حالت در شرایطی که دمای مذاب پایین باشد ایجاد نمی شود. در این صورت کریستال های درشت سیلیسیم اولیه با تعداد کمتر ایجاد خواهند شد. [4]

با مطالعه ارتباط بین کسر جامد کوهرنسی و و ریزساختار آلیاژهای Al-Si می توان دریافت که کسر جامد کوهرنسی توسط مورفولوژی دندریت ها کنترل می شود. مورفولوژی دندریت ها نیز شدیداً به محتوی سیلیسیم آلیاژ بستگی دارد. (جدول ۲)

جدول ۲: ارتباط بین ترکیب شیمیایی، اندازه دانه و کسر جامد کوهرنسی در شرایط نرخ سرد کردن ۰/۷ درجه سانتیگراد بر ثانیه [2]

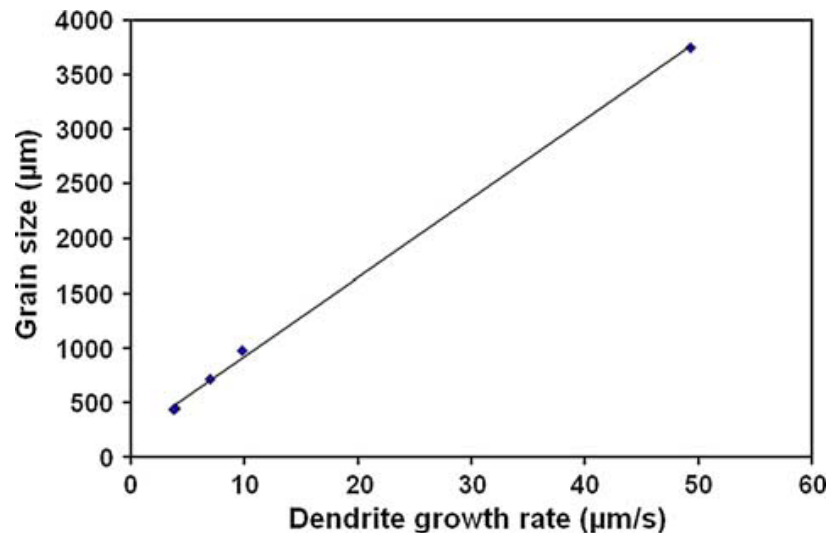
Alloy	Grain size ( $\mu\text{m}$ )	Coherency fraction solid
Al-1Si-1Cu-0.05Ti	210	0.48
Al-4Si-1Cu-0.05Ti	370	0.38
Al-7Si-1Cu-0.05Ti	530	0.21
Al-10Si-1Cu-0.05Ti	1080	0.16

برخی محققان کسر جامد پیوستگی را برای آلیاژهای Al-Si-Cu را برای درصد های مختلف سیلیسیم مقایسه کرده اند. در این بررسی کسر جامد کوهرنسی برای آلیاژ حاوی ۱۰% سیلیسیم و با دانه های دندریتی درشت و غیر منظم حدود ۰/۱ و برای آلیاژ حاوی ۱% سیلیسیم به همراه دانه های دندریتی کروی شکل کوچک حدود ۰/۵ گزارش شده است. از این رو باید انتظار کاهش سیالیت آلیاژهای Al-Si را با افزایش درصد سیلیسیم آلیاژ داشته باشیم. ولی محتوی سیلیسیم آلیاژ تنها عامل تاثیر گذار بر روی کسر جامد کوهرنسی نیست. برای مثال ثابت شده است که افزایش درصد سیلیسیم اثر ریزکننده های اندازه دانه را در ترکیب کاهش می دهد. این امر بر روی اندازه دانه تاثیر گذاشته و کسر جامد پیوستگی را کاهش می دهد. [2]

تحقیقات جدید نشان می دهند که DCP تابعی از ترکیب شیمیایی آلیاژ، نرخ سرد کردن و تاثیر سایر عناصر آلیاژی مثل ریز کننده ها است. Veldman بیان کرده که کسر جامد پیوستگی با کاهش اندازه دانه در آلیاژهای Al-Si-Cu افزایش می یابد. Arnberg نیز در گزارش خود آورده است که افزودن ری کننده ها سبب افزایش ۷ pct کسر جامد پیوستگی در آلیاژ Al-7Si-Mg می شود. نتایج تحقیقات آقای ملکان نیز نشان می دهد که مذاب آلیاژ A319 بدون عملیات کیفی در کسر جامد ۱۶ pct و در حضور ریز کننده های Al-5Ti-1B

در کسر جامد ۲۰ pct به نقطه پیوستگی دندریت ها می رسد. این ریز کننده ها همچنین قادرند فاصله دمایی بین خط لیکوئیدوس و دمای پیوستگی دندریت ها و نیز زمان پیوستگی را افزایش داده و سبب تاخیر در DCP گردند.

ریز کننده هایی مثل Ti و B مراکز جوانه زنی را افزایش داده و باعث می شوند که انجماد در نقاط گسترده تری به پیش برود. در حقیقت اندازه دانه با نرخ رشد دندریتی رابطه دارد از این رو زمانی که مرحله رشد هم محور دندریت ها پایان یافت می توان اندازه دانه نهایی را محاسبه کرد. شکل ۷ نمودار تغییرات اندازه دانه بر حسب نرخ رشد متوسط دندریت های  $\alpha$ -Al نشان می دهد.

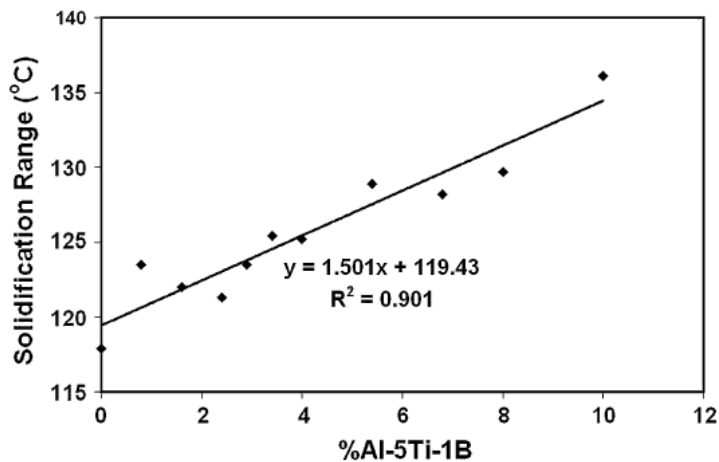


شکل ۷: نمودار تغییرات اندازه دانه بر حسب نرخ رشد متوسط دندریت های  $\alpha$ -Al [5]

متوسط نرخ رشد دندریت ها از رابطه زیر محاسبه می شود:

$$V = \frac{R}{t_{DCP}} = \text{فاصله زمانی از } T_N \text{ تا } T_{DCP} / \text{طول دندریت ها} \quad (2)$$

که R شعاع دانه و  $t_{DCP}$  زمان پیوستگی است. در اینجا طول دندریت ها معادل نصف شعاع دانه در نظر گرفته شده است. مطابق رابطه بالا ریز شدن اندازه دانه باعث کاهش رشد دندریتی و افزایش زمان پیوستگی خواهد شد. در این صورت کسر جامد پیوستگی نیز افزایش می یابد. شکل ۸ نشان می دهد که با افزودن Al-5Ti-1B به مذاب، دامنه انجمادی آلیاژ نیز افزایش می یابد. از این رو زمان کافی برای رشد دندریت ها وجود خواهد داشت. این امر سبب تاخیر در DCP خواهد شد.



شکل ۸ : تغییرات دامنه انجمادی با افزودن ریزکننده [5]

تحقیقات نشان می دهند که سرعت رشد دندریتی ( $V$ ) و اندازه دانه ( $d$ ) با فاکتور محدود کننده رشد رابطه معکوس دارند:

$$d \propto V \propto \frac{1}{\sum m_i c_{0i} (K_i - 1)} \quad (3)$$

این رابطه در شرایطی صادق است که متغیرهای آن از ترکیبهای دوتایی آلومینیوم مثل Al-Si، Al-Ti و یا Al-Fe انتخاب شده و فاز اولیه رسوب کرده نیز دندریت های  $\alpha$ -Al باشد. آلیاژ Al-Ti فاکتور محدود کننده قابل ملاحظه ای نسبت به سایر ترکیبات دوتایی دارد. چرا که  $m_{Ti} = 30.7 (^{\circ}C/Wt\%.pct)$  و  $K_{Ti} \approx 9$  از این رو

$$m_{Ti} (K_{Ti} - 1) = 245.6 \frac{^{\circ}C}{Wt\ pct} \quad (4)$$

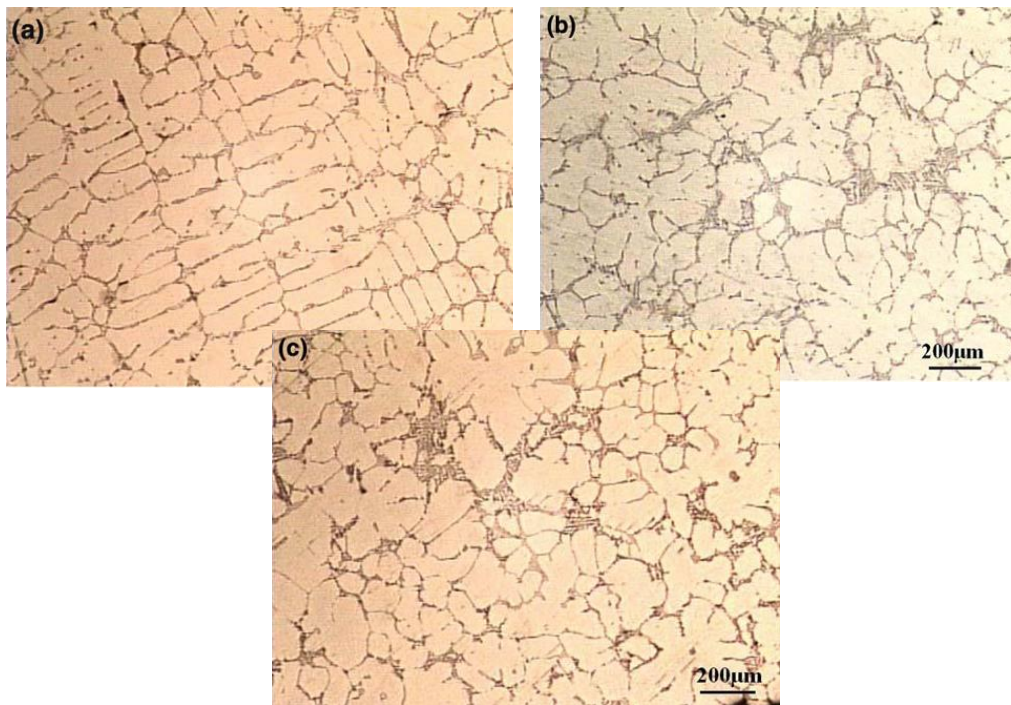
به همین دلیل نرخ رشد تیتانیوم بسیار آهسته خواهد بود. در نتیجه جوانه های بیشتری به صورت همزمان فعال خواهند بود. رشد جوانه های پرشمار هم محور در نهایت ساختار انجمادی ستونی را پدید می آورد. (شکل ۹)

از طرف دیگر اگر یک عنصر آلیاژی با شیب خط لیکوئیدوس بالا (فاکتور محدود کننده بزرگ) به مذاب افزوده شود، نرخ رشد دندریت ها سریع تر از اندازه دانه کاهش خواهد یافت. در نتیجه پیوستگی دندریت ها نیز به تاخیر خواهد افتاد.

در حقیقت DCP نتیجه رقابت بین دو عامل نرخ رشد دندریتی و نرخ جوانه زنی است. افزودن ریزکننده Al-5Ti-1B به مذاب Al-Si هر دو عامل فوق را کاهش خواهد داد. نرخ رشد پایین تر به معنی تاخیر در پیوستگی دندریت ها و اندازه دانه کوچک تر که فاصله کوچک تر بین دانه ها را به همراه دارد به معنی کاهش زمان پیوستگی است. در صورتی که شرایط انجمادی به شکلی باشد که نرخ رشد دندریتی بیش از اندازه دانه کاهش یابد، زمان پیوستگی دندریت ها افزایش خواهد یافت. از این رو برای تعیین DCP باید هر دو عامل را به

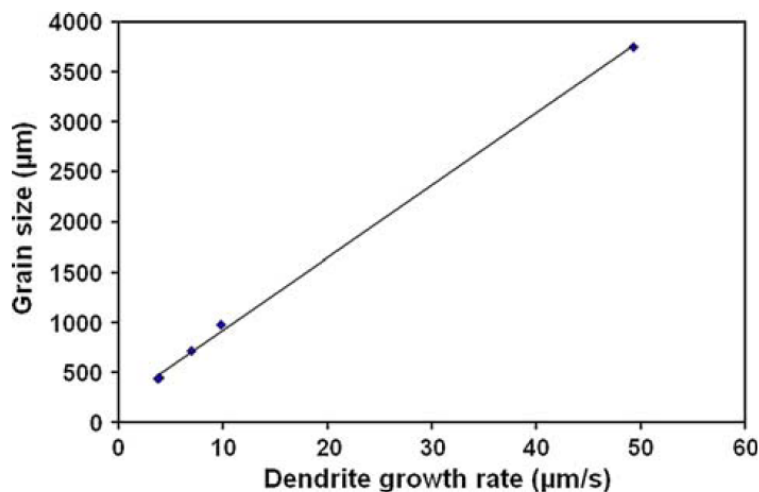
صورت همزمان در نظر گرفت. در این صورت می توان گفت که  $V/R$  نسبت معکوس با کسر جامد پیوستگی دارد.

مطالعات ریز ساختاری نشان می دهند که برای آلومینیوم خالص ساختار انجمادی ستونی خواهد بود. با افزایش عناصر محلول به سمت ترکیب آلیاژ A319، (Al-Si-Cu) ساختار از حالت ستونی به دندریتی تغییر می کند. برای آلیاژ A319 همراه با عملیات کیفی ریزکنندگی، تنها دندریت های هم محور مشاهده می شوند. نحوه این تغییرات در شکل ۱۰ نشان داده شده است. مطابق شکل ۱۰ کاهش بیشتر نرخ رشد دندریتی نسبت به اندازه دانه سبب تاخیر در DCP خواهد شد.



شکل ۹: ریزساختار آلیاژ A319 a. آلیاژ بدون عملیات کیفی b. آلیاژ A319 به همراه ۴/۳ pct ریز کننده Al-5Ti-1B و c. آلیاژ A319 به همراه ۶/۴ pct ریز کننده [5].Al-5Ti-1B

در یک تحلیل تئوری chai رابطه ای ریاضی بین مختصات DCP و اندازه دانه ارایه کرده است. در این رابطه زمان پیوستگی با عکس اندازه دانه رابطه دارد. همچنین ریز شدن اندازه دانه سبب افزایش زمان پیوستگی خواهد شد.

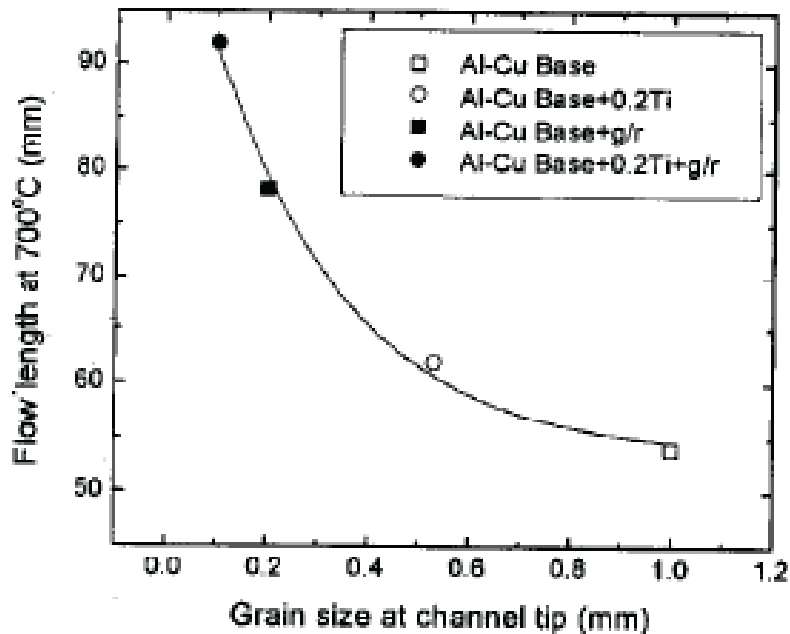


شکل ۱۰: منحنی تغییرات نرخ رشد دندریت بر حسب اندازه دانه [5]

در صورتی که مذاب اطراف دیواره قالب به سرعت سرد شود، دندریت های هم محوری تشکیل می شوند که از دیواره کنده شده و همراه جریان مذاب به درون قطعه راه پیدا می کنند. این دندریت ها با وجود دندریت های درشت، می توانند مشکلاتی را در زمان تشکیل شبکه دندریتی پیوسته در مقاطع جدار نازک ایجاد کنند. معمولاً برای غلبه بر این مشکل از روش هایی مثل افزایش فوق ذوب استفاده می کنند. در صورتی که دندریت های کوچکتری در ساختمان دندریتی پیوسته وجود داشته باشد می توان تا حد زیادی مشکلات مربوط به پر شدن مقاطع جدار نازک را حل کرد. با کوچک تر شدن دندریت ها مکانیزم تغذیه توده ای نیز بسیار دیر تر از حد انتظار متوقف خواهد شد. چرا که DCP در حقیقت متناظر با فصل مشترک بین تغذیه توده ای و تغذیه بین دندریتی است. کمبل نیز کسر جامد پیوستگی را شاخص تغذیه مناسب و در نتیجه میزان تشکیل حفرات معرفی می کند. [5]

### ۳.۱.۳. اثر عناصر ریز کننده اندازه دانه بر روی سیالیت

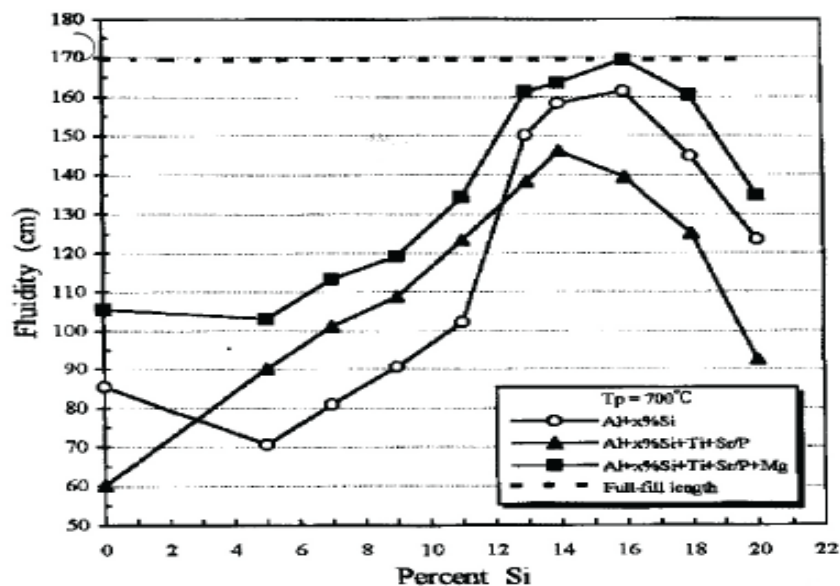
نتایج آزمایش که برای بررسی اثر ریز دانگی بر روی آلیاژ Al-4.5Cu-0.6Mn حاوی ۰/۰۱ درصد محتوی اولیه از عنصر تیتانیوم در شکل ۱۱ آمده است.



شکل ۱۱: نتایج آزمون بررسی اثر ریز دانگی بر روی آلیاژ Al-4.5Cu-0.6Mn حاوی ۰/۰۱ درصد تیتانیوم اولیه [2]

مطابق، شکل استفاده از ریز کننده های متفاوت سبب کاهش اندازه دانه در مقیاس مختلف شده است. این شکل اثر افزودن ۰/۲ درصد عنصر تیتانیوم، توسط آلیاژ Al-5Ti و همچنین ۰/۰۳ درصد عنصر تیتانیوم توسط آلیاژ Al-5Ti-1B را در کاهش اندازه دانه و در نتیجه افزایش سیالیت نشان می دهد. دمای بار ریزی در این آزمون ۷۰۰ درجه بوده است. البته این آزمون برای دماهای بار ریزی مختلف تکرار شد که نتایج مشابهی را به همراه داشت. در دماهای بار ریزی بالاتر شاهد تغییرات کمتری در سیالیت بودند که نشان دهنده تاثیر کمتر ریز کننده ها در جبهه مذاب است. البته در دماهای بالا تعداد محدودی از دندریت ها در جبهه مذاب شکسته و پخش می شوند. در این صورت دانه هایی مشابه دانه های بهسازی شده پدید می آید.

برخی محققان دیگر برای بررسی اثر افزودن هم زمان Al-5Ti-1B حاوی ۰/۲۲-۰/۲۹ درصد عنصر Ti و Al-10 wt% Sr حاوی ۰/۰۲۱-۰/۰۲۸ درصد عنصر Sr به آلیاژ Al-Si با ترکیب های مختلف ۵/۴-۱۱/۶ درصد Si آزمایش هایی انجام دادند. نتایج این بررسی در شکل ۱۲ آمده است.



شکل ۱۲: اثر افزودن هم زمان Al-5Ti-1B حاوی ۰/۲۲-۰/۲۹ درصد عنصر Ti و Al-10 Wt% Sr حاوی ۰/۰۲۱-۰/۰۲۸ درصد عنصر Sr بر روی سیالیت آلیاژ Al-Si با ترکیب های مختلف ۵/۴-۱۱/۶ درصد Si [2]

البته این افزایش سیالیت می تواند ناشی از افزایش گرمای نهان آزاد شده از ترکیب عناصر Sr و ریز کننده های اندازه دانه باشد. نتایج مشابهی نیز وجود دارد. برای مثال در یک آزمون سیالیت که در آن از چند کانال با سطح مقطع های متفاوت استفاده شده بود، تغییرات سیالیت آلیاژ Al-7Si با افزودن همزمان عناصر Ti (۰-۰/۲٪) و Sr (۰-۰/۰۲۳٪) بررسی شد. نتایج این آزمون از افزایش آرام سیالیت آلیاژ خبر می دهد. افزودن عنصر Sr به تنهایی نیز اثر مشابهی نشان داد. در حالی که افزودن عنصر Ti به تنهایی سبب افزایش ناچیز سیالیت شده بود. این محقق تغییر ناچیز کسر جامد کوهرنسی را دلیل افزایش اندک سیالیت، با حضور عنصر تیتانیوم می داند.

از طرفی برخی محققین معتقدند که کاهش اندازه دانه سبب کاهش سیالیت آلیاژ می گردد. چرا که علاوه بر تاثیر روی کسر جامد پیوستگی، جوانه زنی اولیه توسط ریزکننده ها مذاب باقی مانده را به دوغابی تبدیل می کند که دارای گران روی بالاتری نسبت به مذاب اولیه است. آنها معتقدند که افزایش دانه های ریز درون مذاب، سبب کاهش شدید سرعت آن و حتی متوقف شدن آن می گردد. در حالی که ذرات درشت چنین تاثیری ندارند. با این وجود حتی می توان انتظار کاهش سیالیت مذاب را با افزودن ریز کننده ها داشت. در تایید این نظر می توان نتایج آزمایش Tiryakioglu را مبنی بر عدم تاثیر افزودن ۰/۰۴ درصد عنصر تیتانیوم توسط Al-5Ti-1B به آلیاژ A319 بر سیالیت آن ذکر کرد. در توجیه این رفتار می توان از مدل انجماد هم محور کمک گرفت. چرا که ریز کننده ها تاثیر زیادی در تشکیل دانه های هم محور دارند که این امر به سیالیت آلیاژ کمک می کند. در مجموع می توان گفت تاثیرات متقابل ریز کننده ها بر روی سیالیت، یکدیگر را خنثی خواهند کرد.

در نهایت این محققان چندین احتمال را برای توجیح رفتار ضد و نقیض ریز کننده ها بر روی سیالیت مطرح کرده اند. برخی از این احتمالات مربوط به شرایط مختلف انجمادی در جبهه مذاب و همچنین مربوط به خطا های اندازه گیری و یا اثر فیلم های اکسیدی و هیدروژن است. برای مثال ثابت شده است که نرخ سرد شدن

جبهه مذاب در آزمون سیالیت مارپیچ بسیار بالاتر از نرخ سرد شدن در آزمون کوهرنسی است. نرخ سرد شدن بالاتر، نرخ رشد دندریت ها را افزایش داده و DCP را کاهش می دهد. علاوه بر این اختلاف قدرت ریز دانه کنندگی بهساز های مختلف در نرخ سرد شدن های بالا کاهش می یابد. از طرف دیگر کنترل دمای بارریزی در آزمون سیالیت بسیار اهمیت دارد چرا که برای مثال افزایش ۱۰ درجه سانتیگراد در دمای بارریزی، طول سیالیت را در آلیاژ Al-7Si-Mg به میزان ۷ سانتی متر ( معادل ۱۵ درصد طول سیالیت آزمایشگاهی آن) افزایش می دهد. علاوه بر این نتایج آزمون سیالیت به خودی خود دارای پراکندگی  $\pm 10\%$  است. از این رو لازم است شرایط آزمون سیالیت بهبود یابد.

احتمال دیگر به عدم توقف جریان مذاب پس از تشکیل شبکه دندریتی در مذابی که هیچ گونه عملیات کیفی روی آن انجام نشده است اشاره می کند. علت این امر وجود فشارهای برگشتی و در نتیجه تغییر فرم شبکه دندریتی در حضور عناصر ریز کننده است. البته بررسی ها بر روی آلیاژ های بهسازی شده و آلیاژ های بهسازی نشده تفاوت چندانی بین استحکام شبکه دندریتی آنها نشان نمی دهد. مگر اینکه عناصر ریز کننده بر روی فشار برگشتی مذاب تاثیرگذار باشند.

محققان بر این باورند که هنوز باید تحقیقات بیشتری بر روی شرایط انجمادی آلیاژ ها انجام شود. کارهای تکمیلی شامل اندازه گیری تغییرات دما درون کانال جریان، بررسی چگونگی رشد ساختار انجمادی و نیز قابلیت تحرک دندریت ها است. [2]

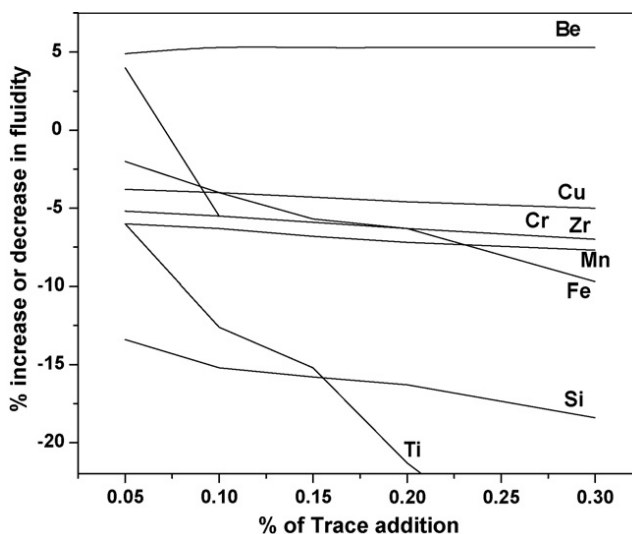
#### ۳.۱.۴. اثر سایر عناصر بر روی سیالیت

Gowri , Samuel [14] سیالیت آلیاژ A380 دایکاست را بررسی کرده و مشاهده نمودند که افزایش مقدار Fe سیالیت آلیاژ را کاهش می دهد. اضافه کردن ۱/۵ و ۱/۷ درصد وزنی Fe به آلیاژ A380 به ترتیب باعث می شود ۴ تا ۶ درصد سیالیت کاهش یابد. در حالیکه اضافه کردن ۱/۳ درصد وزنی Zn به آلیاژ فوق باعث کاهش ۵ درصدی سیالیت می گردد و افزودن ۱٪ Cu به این آلیاژ سیالیت را ۴٪ زیاد می کند. با اضافه کردن ۲۳٪ و ۵٪ درصد وزنی Mg تغییر چندان محسوسی در سیالیت آلیاژ A380 مشاهده نشد.

Chai [15] پی برد که اضافه کردن عناصر مخصوص آلیاژی نقاط اتصال دندریتی مذاب منجمد شده را تغییر می دهد، از اینرو بر روی سیالیت تاثیر می گذارد. چسبندگی وقتی اتفاق می افتد که بازوهای دندریتهای ثانویه کریستال هم محور رشد کرده، بر روی یکدیگر پیوند بخورند و یک شبکه جامد از دانه ها شروع به شکل گیری کند. تاخیر در اتصال ممکن است منجر به افزایش سیالیت در نتیجه افزایش زمان در دسترس برای تغذیه جرم شود. اگرچه نشانه های اولیه تایید این ادعا را نشان می دهند، نتایج آزمایشات برای شکلی مادی و حقیقی دادن به این فرایند هنوز محدود هستند.



اثر حضور عناصر ناچیز نیز بر روی سیالیت ریختگی Al و آلیاژهایش گزارش شده است. Seshadni , Ramachandran اثر عناصر ناچیز از قبیل Fe, Si, Ti, Mn, Cr, Zr, Cu, Be را بر روی سیالیت آلومینیوم خالص ۹۹/۵٪ بررسی کرده‌اند. (شکل ۱۳)



شکل ۱۳: اثر افزودنی‌های ناچیز روی سیالیت ریختگی Al خالص ریخته‌گری شده در قالب ماسه‌ای [16]

مشخص شد که Be سیالیت ریختگی را افزایش می‌دهد، درحالی‌که همه عناصر دیگر سیالیت را کاهش می‌دهند. عناصر موثر اصلی Si, Ti بوده و بعد از آنها Cu, Cr, Mn, Fe. این افزایش در سیالیت ریختگی آلومینیوم خالص با افزودن Be به موارد زیر نسبت داده می‌شود: ۱- انحلال جامد بسیار کم Be در Al خالص برخلاف دیگر عناصر ناچیز نامبرده شده و اثر نامحسوس آن بر روی انجماد. ۲- تشکیل لایه اکسید پایدار فعال به عنوان یک لایه عایق که باعث می‌شود تا از جریان مذاب در فواصل کمی بلندتر در قبل از انجماد جلوگیری کند. [1]

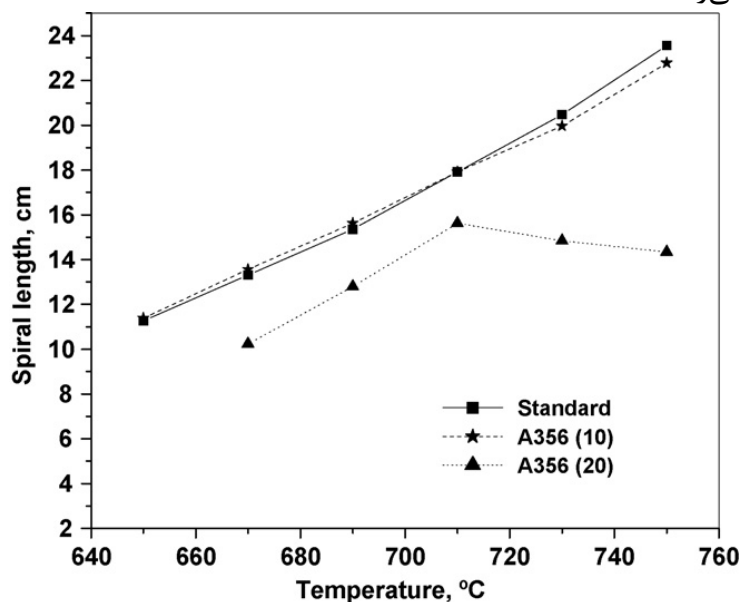
### ۳.۲. فوق ذوب مذاب

چندین محقق نشان دادند که بین سیالیت داده شده برای آلیاژ و فوق ذوب آن ارتباط مستقیمی وجود دارد. با افزایش فوق ذوب ویسکوزیته کاهش می‌یابد و از اینرو سیالیت زیاد می‌شود. فوق ذوب همچنین روی سرعت کردن و خصوصیات انجماد فلز و در نتیجه سیالیت فلز مایع اثر می‌گذارد. [۱۳] Kolsgaard متوجه شد که طول سیالیت اندازه‌گیری شده با تست اسپیرال در قالب ماسه‌ای بطور خطی با افزایش فوق ذوب زیاد می‌شود.

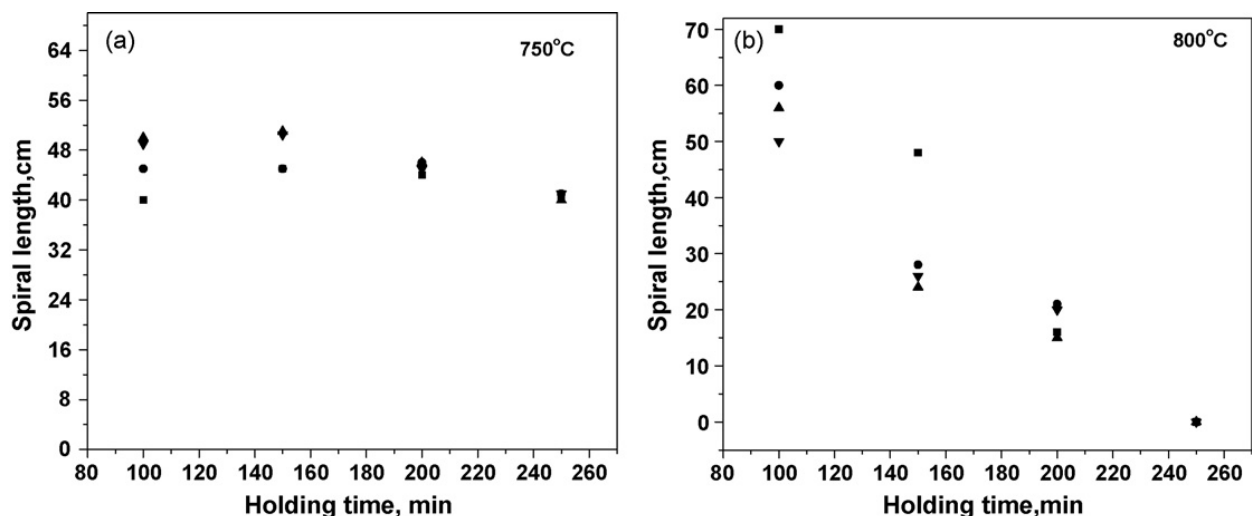
افزایش ۱ درجه سانتیگراد در دمای مذاب، افزایشی ۱ درصدی در طول سیالیت را در دمایی بین ۷۰۰ تا ۷۶۰ درجه سانتیگراد ایجاد می‌کند.

در فرایند ریخته‌گری مدل مصرف‌شونده (EPC) کاهش در اثرگذاری فوق ذوب مذاب روی سیالیت آلیاژ Al مشاهده شد. واکنش گرماگیر بین مدل پلی‌استایرن و مذاب فلز مقدار زیادی از حرارت مذاب را گرفته و با کاهش دما اثرپذیری سیالیت را از فوق ذوب کم می‌کند. به علاوه دلایل دیگری نیز مبنی بر اینکه افزایش فوق ذوب در مذاب اثرات منفی بر روی سیالیت می‌گذارد، وجود دارد. برای نمونه سیالیت آلیاژ AA6061 مقاوم شده با ۱۵ درصد حجمی SiC با افزایش دما کم می‌شود. Liloyd پی برد که کامپوزیت A356-10%vol SiC تولید شده با Duralcan طول اسپیرالی قابل قیاس با آلیاژ استاندارد بدون ذره داشته و طول اسپیرال با دما تا ۷۵۰ درجه سانتیگراد افزایش می‌یابد. به علاوه A356-20%vol SiC رفتار مشابهی تا ۷۱۰ درجه سانتیگراد را نشان می‌دهد. هرچند که در دماهای بالاتر طول اسپیرال آن با افزایش دما کاهش می‌یابد. (شکل ۱۴)

محتمل‌ترین توضیح برای کاهش در طول اسپیرال در درصدهای حجمی بالای کامپوزیت‌ها در دماهای بالا، واکنش شیمیایی انجام شده بین Al و SiC و تشکیل  $Al_4C_3$  بوده که منجر به افزایش ویسکوزیته می‌شود. آلیاژ A356 شامل ۷٪ وزنی Si بوده که برای جلوگیری از واکنش بین SiC و Al و تشکیل  $Al_4C_3$  در دماهای بالا و زمان‌های طولانی‌تر ناکافی است. شکل ۱۵ تنوع در طول اسپیرال با زمان را در ۷۵۰ و ۸۰۰ درجه سانتیگراد برای چندین قطعه A356 با ۱۵٪ حجمی ذرات SiC نشان می‌دهد. در ۷۵۰ درجه سانتیگراد طول اسپیرال تقریباً تا ۲۷۵ دقیقه ثابت است در حالیکه در ۸۰۰ درجه سانتیگراد با زمان کاهش می‌یابد و طول اسپیرال بعد از ۲۵۰ دقیقه به صفر می‌رسد.



شکل ۱۴: سیالیت اسپیرال آلیاژ A356 شامل ۱/۰ و ۲/۰ درصد حجمی SiC در دماهای مختلف ریخته‌گری در قالب پیوسته



شکل ۱۵: تغییر طول اسپیرال برای Al-SiC ۱۵%vol در ۷۵۰°C (a) در ۷۵۰°C درجه سانتیگراد و ۸۰۰°C (b) درجه سانتیگراد [17]

### ۳.۳. ویسکوزیته

مشاهده کرد شده است که سیالیت در مقابل ترکیب حالت عکس ویسکوزیته در برابر ترکیب را در سیستم Al-Si دارد. وجود رابطه‌ای معکوس بین سیالیت و ویسکوزیته در سیستم آلیاژی Al-Cu-S نیز گزارش شده است. هرچند در دوغاب‌های کامپوزیتی تقابلی سخت بین کاهش سیالیت اندازه‌گیری شده و افزایش ویسکوزیته محاسبه شده به ندرت مشاهده شده است.

وقتی که فلز مایع حاوی توزیعی از ذرات است ویسکوزیته موثر تا بالای ویسکوزیته مذاب‌های خالص (مونولیتیک) افزایش می‌یابد. برای سوسپانسیون‌های فوق‌العاده رقیق (کسر حجمی جامد کوچکتر از ۰/۱) ویسکوزیته موثر،  $\mu_c$ ، سوسپانسیون می‌تواند با استفاده از معادله اینیشتین پیش‌بینی شود. در سوسپانسیون‌های غلیظ، ضروری است که اثراتی از قبیل واکنش هیدرودینامیک، نسبت ذرات، برخورد بین ذرات و تشکیل آگلومراسیون در کسرهای حجمی بالا را به حساب آورد که ارتباط بین ویسکوزیته و غلظت غیر خطی می‌شود. در نتیجه پیش‌بینی رفتار رئولوژیکی مشکل‌تر می‌شود. Thomas ارتباط نیمه تجربی زیر را برای ویسکوزیته سوسپانسیون با کسرهای حجمی بالا در حدود ۰/۶ پیشنهاد کرد:

(۵)

$$\mu_c = \mu_0 [1 + 2.5\phi^2 + 10.25\phi^3 + 0.00273 \exp(16.6\phi)]$$

به عنوان مثال رابطه زیر برای ویسکوزیته سوسپانسیون در ذرات بیضوی با خصوصیات شبه سطحی پیشنهاد شده است :

$$\mu_c = \mu_o(1 + 2.5\varphi) + \frac{33}{15\pi} \left[ \frac{1}{(\xi - 1)} \right] \varphi \quad (6)$$

Wang et al [18] معادله زیر را برای ویسکوزیته کامپوزیت مذاب با توجه به اثر اندازه ذره، شکل و کسر حجمی ارائه دادند :

$$\mu_c = \mu_o \left[ \left( \frac{\xi(1 + D_p^{0.95})}{(0.01 + 37.35D_p^{0.95})} \right) \varphi \right] \quad (7)$$

### ۳.۴. کشش سطحی و فیلم اکسیدی

فلزات معمولاً قالب را تر نمی‌کنند که در نتیجه با فشار برگشتی از پیشرفت مذاب در قالب جلوگیری می‌کند. فشار برگشتی منجر به کشش سطحی می‌شود که در مقاطع نازک بزرگتر است. بسیاری از عناصر آلیاژی کوچک مانند Li, Bi, Pb, Mg, Sb, Ca, Sn کشش سطحی مذاب آلومینیوم را کاهش می‌دهند. هر چند اثر کشش سطحی با اثر فیلم اکسیدی سطحی در آلیاژ آلومینیوم و کامپوزیت‌هایش حذف می‌شود.

فیلم‌های اکسیدی که در دمای ریختن مذاب جامد هستند می‌توانند بطور موثر کشش سطحی را افزایش دهند و توانایی مذاب را برای پر کردن قسمت‌های ظریف‌تر کاهش دهد. تخمین زده شده بود که کشش سطحی ظاهری مذاب با اکسید سنگین ممکن است تا بیش از سه برابر از کشش سطحی واقعی یک اکسید آزاد در مذاب بزرگتر شود. این شرایط همچنین در آلیاژ ریختگی Al-(9.5-10%)Si با گاز بی‌اثر در فرایند دایکاست با فشار پایین در مقایسه با ریخته‌گری با فشار پایین معمولی دیده شد. طول‌های حرکت به دست آمده با فرایند گاز بی‌اثر معمولاً دو برابر نتایج به دست آمده از فرایند معمولی و بالاتر از چهار برابر نتایج به دست آمده با استفاده از قالب دایکاست بودند. [1]

### ۳.۵. تمیزی مذاب

Groteke اثر بسیار قوی تمیزی مذاب را روی سیالیت مشاهده کرد. بالای ۲۰٪ بهبود در سیالیت دیده شد وقتی که مذاب آلیاژ A319 توسط گازهای هالوژن پاکسازی شد. به علاوه گاززدایی باعث کاهش کمی در سیالیت آلیاژ A356 می‌شود. Fleming et al و Loper & Kim تنها اثر ناچیزی از مقدار گاز کوچک حل شده روی سیالیت Al-4.5%Cu و آلیاژهای پایه Al-Si گزارش دادند. مطالعات اخیر توسط Lee & Kwon نشان دادند که آخال‌های اکسیدی در مذاب سیالیت را مخصوصاً در دماهای ریختن پایین کاهش می‌دهند. [1]

### ۴. خصوصیات قالب

#### ۴.۱. مواد قالب

Niama Et al اثر مواد قالب را بررسی کرد و به این نتیجه رسید که در تست سیالیت خلا سیالیت در لوله‌های فولادی بیشتر از لوله‌های کوارتزی است. Flemings et al از تست قالب دو اسپیرالی برای مطالعه اثر نفوذ حرارتی قالب ( $\alpha_m$ ) روی سیالیت Al-4.5%Cu با استفاده از قالب ماسه‌ای زیرکن و سیلیکا با توزیع دانه یکسان بهره برد. (عدد نرمی ۱۱۰AFS) قدرت سردکنندگی بالاتر ماسه زیرکونی (۵۰٪ بیشتر) نسبت به ماسه سیلیکاتی سیالیت کمتری را در قالب ماسه‌ای زیرکونی در مقایسه با قالب ماسه‌ای سیلیکاتی باعث می‌شود. [1]

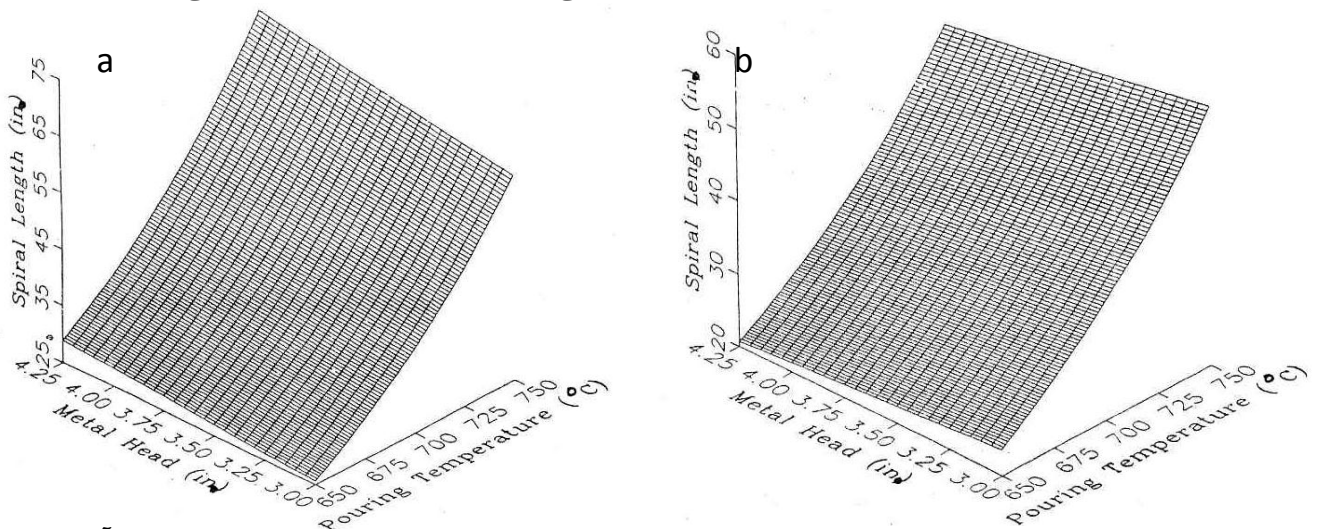
#### ۴.۲. نفوذپذیری قالب

سیالیت بالاتر با افزایش نفوذپذیری قالب مشاهده شد. زیرا زیاد شدن نفوذپذیری قالب باعث خروج آسان گازهای موجود یا تولید شده در قالب شده که این گازها خود می‌توانند به نوعی از جریان فلز مایع جلوگیری کنند. [1]

### ۴.۳. پوشش قالب

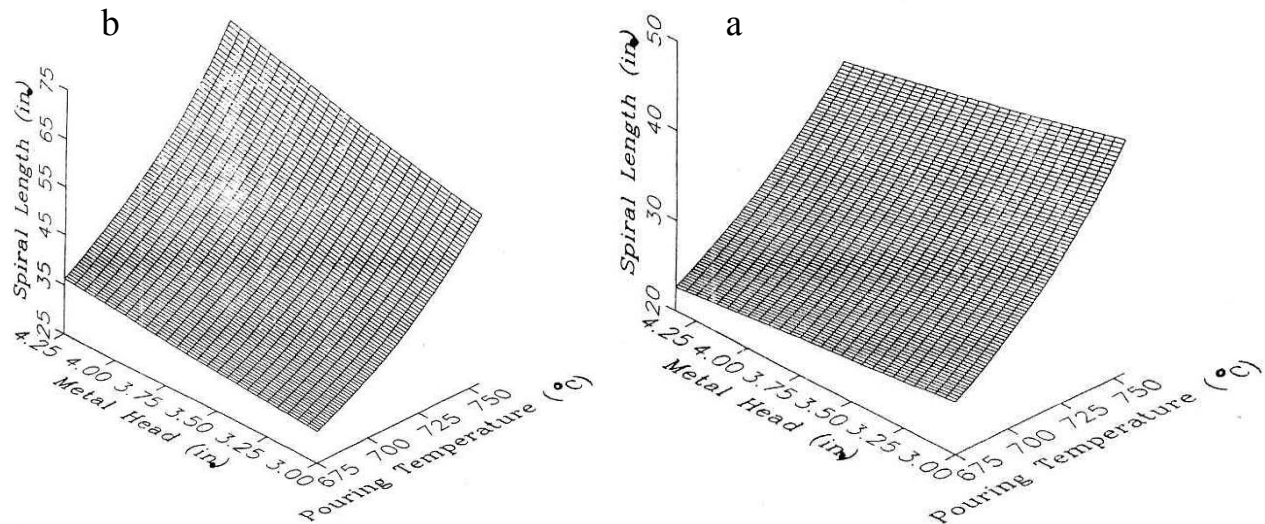
یک تابع مهم پوشش قالب است که باعث کاهش سرعت انتقال حرارت بین فلز در جریان و قالب شود. در مقاومت‌های بیشتر نسبت به جریان حرارت در سطح مشترک فلز-قالب، حرارت بیشتری در فلز باقی می‌ماند و سیالیت آن بیشتر خواهد بود. پوشش تنها در لحظات اولیه فرایند بر شرایط انتقال حرارت اثر می‌گذارد. عبارت دیگر تقریباً در کل مدت زمان انجماد اثر پوشش روی انتقال حرارت قابل چشم‌پوشی است. Niyama et al نشان داد که سیالیت شدیداً افزایش می‌یابد هنگامی که قطعه در یک اتمسفر آرگون بوده و از یک پوشش سطحی آلی استفاده شود. اما وقتی آرگون به تنهایی استفاده شد اثر غیرمحسوسی را نشان داد. مطالعات دیگر معلوم کرد که پوشش‌های قالب از قبیل هگزاکلرواتان و کربن سیاه سیالیت را زیاد می‌کنند. [1]

Tiryakioglu et al در مطالعه‌ای روی سیالیت آلیاژهای A319 و A319 اثر همزمان دمای بارریزی، فشار متالواستاتیکی و پوشش را هم بررسی کردند. در شکل ۱۶.a پوشش زیرکونی روی قالب داده شده است در حالیکه قالب مورد استفاده برای شکل ۱۶.b هیچ‌گونه پوششی نداشته است. در شکل سه بعدی ۱۶.a که سیالیت مذاب آلیاژ A319 بر حسب دمای بارریزی و ارتفاع راهگاه در قالب دارای پوشش رسم شده است، سیالیت به سرعت با افزایش دمای بارریزی افزایش می‌یابد ولی تغییرات سیالیت نسبت به افزایش فشار متالواستاتیکی مذاب بسیار آرام و در عین حال افزایش‌یابنده است. اثر دمای بارریزی بر روی سیالیت مذابی که درون قالب‌های بدون پوشش ریخته می‌شود نیز صعودی است ولی با سرعتی کمتر. (شکل ۱۶.b) اما نکته جالب توجه در این قالب‌ها این است که افزایش فشار متالواستاتیکی روی مذاب سیالیت را کاهش می‌دهد.



شکل ۱۶: نمودار سه بعدی طول سیالیت بر حسب دمای بارریزی و فشار متالواستاتیکی مذاب آلیاژ A319 (a) با پوشش زیرکونی قالب (b) قالب بدون پوشش [۸]

تمامی نتایج بالا همانطور که در شکل ۱۷ دیده می‌شود برای آلیاژ A356 نیز کاملاً صادق بود. به گونه‌ای که اعمال همزمان دمای بارریزی، فشار متالواستاتیکی و پوشش قالب بیشترین تاثیر را در افزایش سیالیت آلیاژ داشت.



شکل ۱۷: نمودار سه بعدی طول سیالیت بر حسب دمای بارریزی و فشار متالواستاتیکی مذاب آلیاژ A356 (a) با پوشش زیرکونی قالب (b) قالب بدون پوشش [۸]

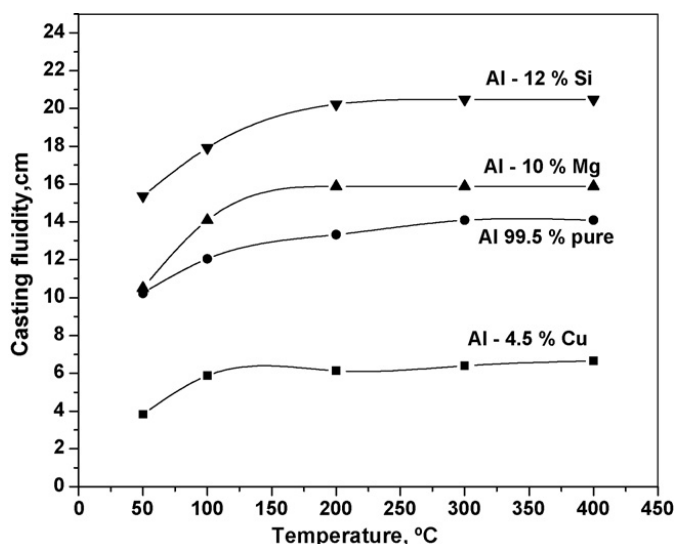
همانطور که قبلاً نیز اشاره شد قالب‌های زیرکونیایی به دلیل اثر تبریدی زیرکونیا سیالیت کمتری را نسبت به قالب‌های از جنس ماسه سیلیسی تر ایجاد خواهند کرد، ولی در صورتی که تنها پودر زیرکونیا برای پوشش قالب استفاده شود، ضخامت این لایه به حدی نیست که روی نفوذ حرارتی قالب تاثیر زیادی بگذارد. علاوه بر این مشخص شده است که زیرکونیا برخلاف هگزاکلرواتان و کربن سیاه ضریب انتقال حرارت را در فصل مشترک فلز-قالب کاهش نمی‌دهد. از طرفی به دلیل کاهش اصطکاک بین مذاب و قالب ترشوندگی مذاب را کاهش می‌دهد. با این وجود معین شده است که ذرات زیرکونیا سبب بسته شدن منافذ هوای قالب می‌شوند. تاثیر این عامل را می‌توان با افزایش فشار متالواستاتیکی روی مذاب کاهش داد. به هر حال در صورتی که نیاز باشد سیالیت را افزایش داد و امکان افزایش دمای بارریزی وجود نداشته باشد استفاده از پوشش می‌تواند موثر باشد. [۸]

سطوح زبر و خشن با افزایش نیروی سطحی از جریان مذاب جلوگیری می‌کنند، در حالیکه سطوح نرم و صاف سیالیت را افزایش می‌دهند. این زبری سطح مرتبط با اندازه دانه مواد قالب است که سیالیت و جریان در قالب‌های ریزدانه بیشتر می‌باشد. سیالیت ظاهری که با فاصله جریان نشان داده می‌شود با پوشش دادن قالب بطور موثری افزایش پیدا می‌کند. [1]

#### ۴.۴. دمای قالب

وقتی که فلز مذاب ریخته می‌شود، در قالبی در دمای اتاق یا پایین‌تر نگهداری می‌شود. اتلاف سیالیت بخاطر اثر سرد کنندگی قالب در مذاب اتفاق می‌افتد. از اینرو سیالیت در قالب داغ یا پیش‌گرم شده بیشتر از سیالیت در قالب سرد است. ریخته‌گری مقاطع خیلی نازک تنها با استفاده از پیش‌گرم کردن قالب میسر خواهد بود.

سیالیت ریختگی Al و آلیاژهایش بیشتر تحت تاثیر دمای قالب می‌باشد. (شکل ۱۸) سیالیت ریختگی آلومینیوم و آلیاژهایش با افزایش دمای قالب تا بالای ۲۰۰ درجه سانتیگراد به سرعت افزایش می‌یابد و پس از آن به تدریج تا بالای ۴۰۰ درجه سانتیگراد زیاد می‌شود. بالاتر رفتن دمای قالب و نزدیک شدن به دمای سالیدوس آلومینیوم و آلیاژهایش ممکن است افزایش قابل توجهی را در سیالیت ریختگی منجر شود.



شکل ۱۸: اثر دمای قالب فلزی و دمای ریختن روی سیالیت ریختگی Al و آلیاژهایش در قالب فولادی [11]

#### ۵. سیالیت کامپوزیت‌ها

کامپوزیت‌های ریختگی زمینه فلزی خانواده‌ای از مواد ارزان قیمت و دارای خواص بالاتری نسبت به آلیاژهای مرسوم ریختگی هستند. انواع مقاوم‌سازهای پیوسته یا غیر پیوسته رشته‌ای، ویسکر و ذرات مقاوم‌ساز که در تولید کامپوزیت‌های ریختگی زمینه فلزی استفاده می‌شوند شامل گرافیت، آلومینا، میکا، کاربید سیلیسیوم، کاربید تیتانیوم و ... می‌باشند. در تولید یک کامپوزیت باید جنبه‌های علمی مثل قابلیت ترشوندگی، پیوندهای



شیمیایی بین مقاوم‌ساز و زمینه، توزیع مقاوم‌ساز در ساختار و خواص فصل مشترک زمینه - مقاوم‌ساز در نظر گرفته شود.

برای تولید قطعات جدار نازک لازم است تا اندازه‌گیری‌های دقیقی نسبت به سیالیت وجود داشته باشد. در تولید کامپوزیت‌ها نقش سیالیت تنها به قابلیت پر شدن تمام قسمت‌های پیچیده قالب توسط مذاب محدود نمی‌شود بلکه باید توانایی نفوذ مذاب درون شکاف‌های موجود بین رشته‌ها و پر کردن منافذ آنها نیز در نظر گرفته شود. [9] حال با توجه به اهمیت سیالیت مذاب در ساخت کامپوزیت‌ها و اثر آن روی ریخته‌گری مذاب کامپوزیت، به بررسی پارامترهای موثر بر سیالیت مذاب کامپوزیت‌ها ( به دلیل حضور مقاوم‌ساز در مذاب ) می‌پردازیم:

### ۵.۱. کسر حجمی ذرات

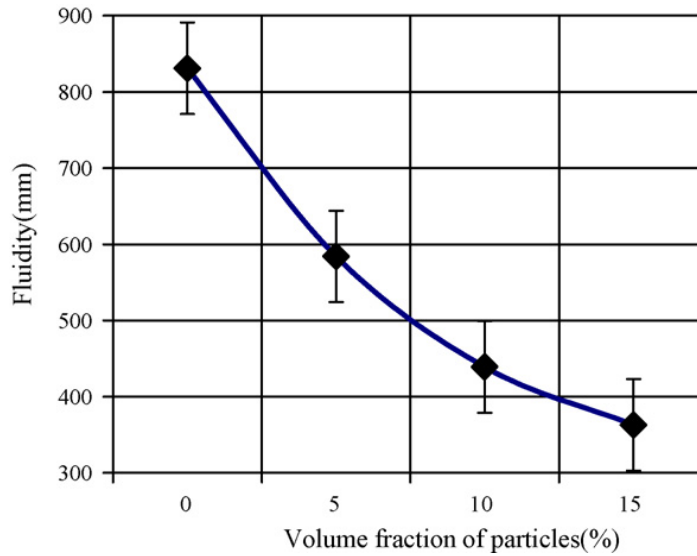
کامپوزیت‌های زمینه AI مقاوم شده (اصلاح شده) موادی چند فازی هستند. وقتی که دما بالای لیکوئیدوس است سیستم شامل مخلوطی از زمینه مایع و ذرات جامد است و اگر دما بین لیکوئیدوس و سالییدوس باشد سیستم شامل کریستال‌های اولیه، زمینه مایع و ذرات توزیع شده می‌باشد. از نقطه نظر انتقال حرارت سیالیت بصورت زیر قابل بیان است:

$$L = U \frac{V\rho}{Sh} \left[ c \ln \left( \frac{T' - T_m}{T_0 - T_m} \right) + H \int_{T_1}^{T_0} \frac{df_s}{T - T_m} \right] \quad (8)$$

(U): سرعت جریان ، ρ: دانسیته ، V: حجم ریختگی ، S: سطح ظاهری قطعه ، H : گرمای نهان ، h: ضریب انتقال حرارت بین قطعه و قالب ، f<sub>s</sub>: درصد زمینه جامد که تابعی از دماست. ، T<sub>0</sub>: دمای جریان صفر در جایی که مذاب قابلیت جریان‌یابی ندارد. ، T': دمای ریختن ، T<sub>1</sub>: دمای لیکوئیدوس ماده ، T<sub>m</sub>: دمای قالب)

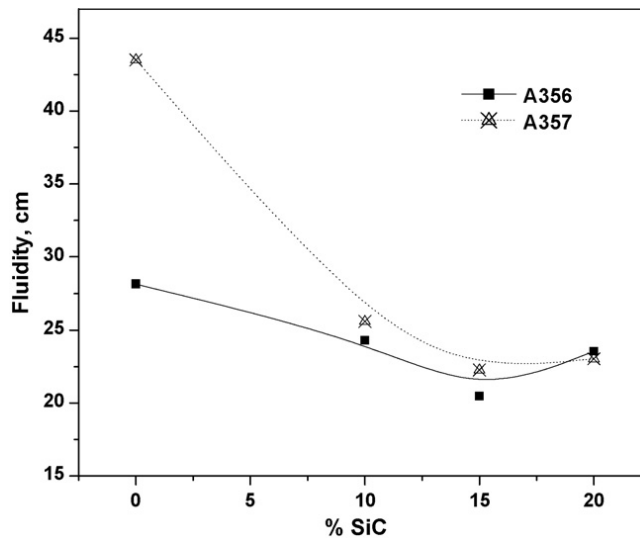
بعبارت دیگر باید توجه شود که برای کامپوزیت مقاوم شده، دانسیته و حرارت مخصوص به کسر جامد ذرات وابسته می‌باشند.

در شکل ۱۹ نشان داده شده است که فاکتورهای موثر روی سیالیت کامپوزیت‌ها در دو گروه قابل دسته‌بندی است: اول پارامترهای فرایندی (دمای ریختن، دمای قالب و سرعت ریختن) و دوم خصوصیات فیزیکی - حرارتی کامپوزیت‌ها (حرارت مخصوص، دانسیته و گرمای نهان) دلیلی که سیالیت با افزایش درصد ذرات کاهش می‌یابد به دو جنبه مربوط می‌شود: ۱- ترمودینامیکی ۲- هیدرودینامیکی. با اضافه کردن بیشتر ذرات، گرمای نهان کاهش یافته و مذاب کامپوزیت ویسکوزتر و با سیالیت کمتر می‌شود. [۱۱]



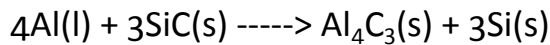
شکل ۱۹: سیالیت کامپوزیت Al/SiC<sub>p</sub> [11]

در مورد کامپوزیت‌های با توزیع ذرات در آنها، سیالیت در هر دمایی با افزایش ذرات آزاد موجود در آلیاژ کم می‌شود. Rahatgi & Surapa کاهش در سیالیت اسپیرال را با افزودن مقاوم‌سازی مانند میکا، گرافیت، کاربید سیلیکون و ذرات آلومینیوم در اندازه ۲۰۰-۴۰ میکرون در آلیاژهای مختلف Al مشاهده کردند. Canity متوجه شد که سیالیت مدل اسپیرال با افزایش کسر حجمی SiC در آلیاژهای ریختگی A356, A357 در قالب پیوسته کاهش می‌یابد. (شکل ۲۰)

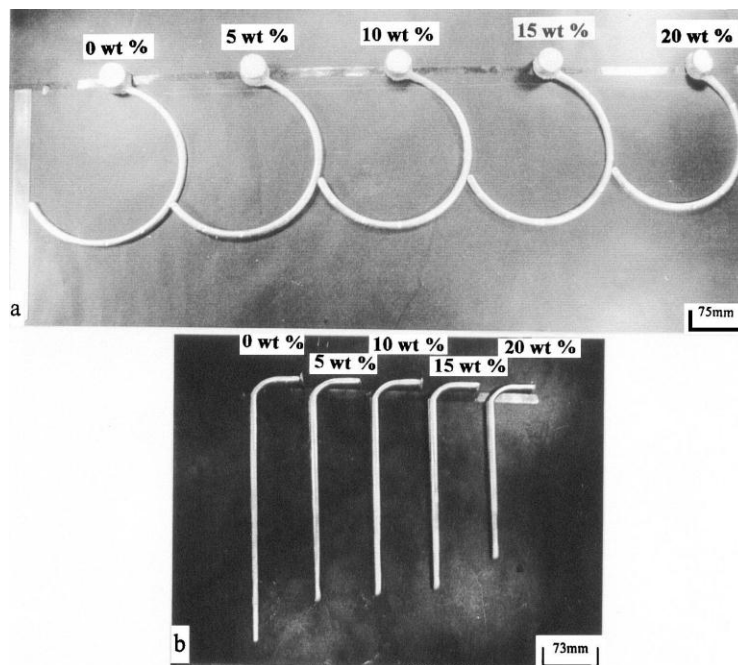


شکل ۲۰: سیالیت بر حسب درصد حجمی ذرات SiC در آلیاژهای A356 و A357 در قالب پیوسته

ذرات SiC طبق تحقیقاتی دیگر در مذاب Al در دمای بالا از نظر ترمودینامیکی ناپایدار هستند که منجر به واکنش با آلیاژ Al می‌شود :



در همان زمان بلورهای Si نزدیک ذره SiC و  $Al_4C_3$  در سطح مشترک بین ذرات SiC و آلیاژ Al تشکیل می‌شوند که در شکل ۲۱ نشان داده شده است. در قالب کمانی میزان سیالیت با افزایش ذرات SiC کم شده است چرا که افزایش در مقدار SiC منجر به تشکیل  $Al_4C_3$  در سطح مشترک شده و در نتیجه ویسکوزیته افزایش می‌یابد و به طبع سیالیت کمتر می‌گردد، در حالیکه در قالب اسپیرال طول سیالیت چندان تغییری نکرد مگر در مقدار ۲۰٪ از ذرات SiC که در این مقدار SiC متمایل به ته‌نشینی در وسط راه‌بارها و راه‌بار شده و مانع جریان مذاب می‌شود. بنابراین با رسوب ذرات SiC کوتاهترین طول سیالیت را در این میزان خواهیم داشت.



شکل ۲۱: عکس‌های قطعات ریخته‌گری شده در (a) قالب اسپیرال (b) قالب کمانی [10]

با توجه به مطالب گفته شده و مشاهده ریزساختار نمونه‌های آزمایشات انجام گرفته توسط افراد مختلف بر روی سیالیت نشان می‌دهند که توزیع ذرات SiC درون ساختار زمینه توسط پارامترهای زیر کنترل می‌شود که هر یک می‌توانند تاثیر عمده‌ای بر سیالیت مذاب بگذارند :

۱- رسوب ذرات SiC به علت نیروی گرانش زمین

۲- پس زده شدن ذرات SiC به علت رشد دندریتهای  $\alpha$ -Al

۳- تشکیل تخلخلهای گازی اطراف ذرات SiC و در نتیجه تغییر در چگونگی حرکت آنها درون جریان مذاب

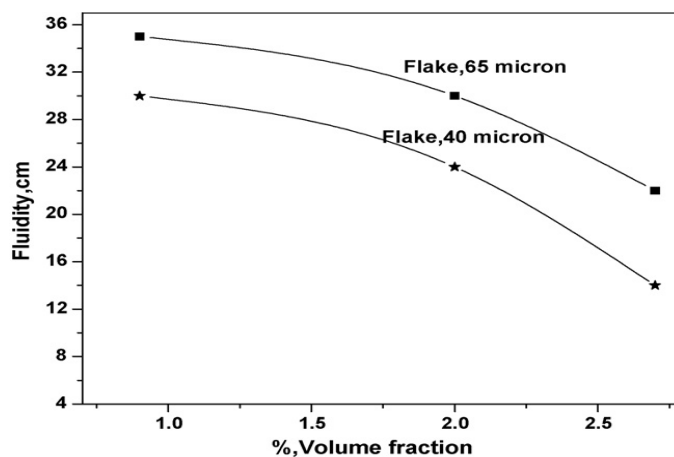
۴- تجمع ذرات SiC به علت قفل شدن توسط ذرات ناخالصی و آخالها (اکسیدها و...)

بنابراین برای ایجاد ریزساختاری همگن از ذرات SiC درون فاز زمینه و داشتن سیالیتی مناسب عوامل فوق باید کنترل و بهینه شوند. [9]

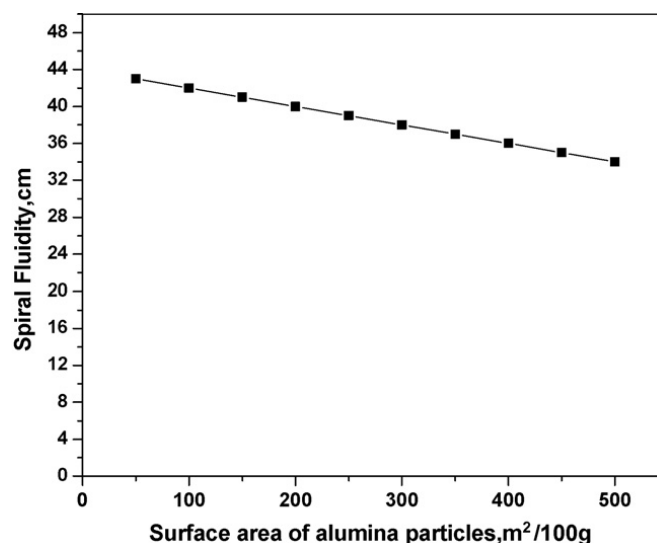
## ۵.۲. اندازه ذرات

سیالیت کامپوزیت میکا-4.5Cu-Al (ریخته شده در قالب پیوسته) در یک کسر حجمی داده شده با کاهش اندازه ذره مقاوم‌ساز کم می‌شود. (شکل ۲۲) اما در مرجعی دیگر گزارش شده است که با افزایش اندازه ذرات مقاوم‌ساز سیالیت کاهش می‌یابد.

Yarandi et al [9] فهمید که کامپوزیت A356-SiC<sub>p</sub> (ریخته شده در قالب پیوسته) شامل ۱۵٪ حجمی SiC<sub>p</sub> با قطر ۹ میکرون پایین‌ترین جریان‌یابی را دارد، حتی کمتر از کامپوزیتی شامل ۲۰٪ حجمی SiC<sub>p</sub> با قطر ۱۴ میکرون. این امر نشان می‌دهد که اندازه ذره اثر قوی و زیادی روی سیالیت و طول مدل اسپیرال دارد. کاهش در اندازه ذرات باعث افزایش سطح کل ذرات شده و منجر می‌شود مقاومت بیشتری در برابر سیالیت به دلیل وجود پیوندهای لایه‌ای بیشتر در دور ذرات ایجاد شود. Rohatgi & Surappa بررسی کردند که تست سیالیت اسپیرال در ریخته‌گری در قالب‌های پیوسته بطور خطی با افزایش مجموع سطوح هر واحد وزنی از ذرات کاهش می‌یابد. (شکل ۲۳)



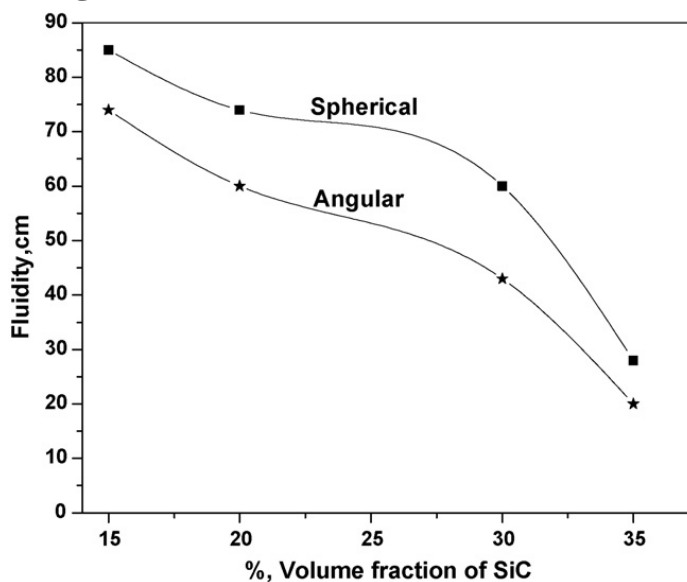
شکل ۲۲: سیالیت بر حسب اندازه ذره میکا در آلیاژهای Al-4.5% Cu در قالب پیوسته [1]



شکل ۲۳: تغییر سیالیت اسپیرال (ریخته‌گری در قالب پیوسته) بر حسب تابعی از سطح مقطع ذرات سرامیکی [1]

### ۵.۳. شکل ذره

مورفولوژی مقاوم‌ساز روی سیالیت مذاب کامپوزیت تاثیر می‌گذارد. چرا که روی نسبت سطح به حجم فاز توزیع شده اثرگذار است. افزایش تیزی سطوح یا گوشه‌دار بودن ذرات مقاوم‌ساز (دوری از حالت کروی کامل) منجر می‌شود که سیالیت کاهش بیشتر و فزاینده‌ای در یک دما و کسر حجمی ثابت از ذرات داشته باشد.



(شکل ۲۴)

شکل ۲۴: سیالیت بر حسب شکل ذرات SiC در آلیاژهای A356 ریخته‌گری شده در قالب پیوسته [1]

## ۵.۴. آگلومراسیون

توزیع ذرات SiC در مذاب آلومینیوم کاملاً یکنواخت نیست و حضور ذرات، ویسکوزیته مذاب را افزایش می‌دهد. اما اثر آگلومراسیون خیلی کوچک بوده و منجر به تغییر زیادی در ویسکوزیته نمی‌شود. در حقیقت آگلومراسیون بیشتر با ذرات ریزتر ایجاد شده و باعث خواهد شد تا اندازه ذره با پیوستن ذرات به یکدیگر بزرگتر شده و سیالیت کاهش یابد. [1]

## ۶. بحث

در کار حاضر به موارد قابل بررسی برای جمع‌آوری فاکتورهای مختلف موثر بر سیالیت آلیاژهای آلومینیوم و کامپوزیت‌هایشان پرداخته شده است. بعضی از فاکتورها اثرات مهمی روی سیالیت کامپوزیت‌های زمینه فلزی آلومینیوم دارند، در حالیکه روی سیالیت آلیاژهای آلومینیوم اثر کمی می‌گذارند. برای مثال افزایش در ویسکوزیته دوغاب‌های کامپوزیتی شدیداً سیالیتشان را کاهش می‌دهد. در صورتی که اثر آن در آلیاژهای آلومینیوم جزئی و قابل چشم‌پوشی است. سیالیت تحت تاثیر ترکیب آلیاژ است که می‌تواند ویسکوزیته، کشش سطحی، دامنه انجمادی، و مدل انجماد آلیاژ را تغییر دهد. تغییر در سیالیت ناشی از ترکیب تغییراتی در ویسکوزیته و کشش سطحی را تحمیل می‌کند که ممکن است اهمیت کمتری نسبت به تغییر دو پارامتر دیگر داشته باشد. بالاترین سیالیت معمولاً در آلیاژهای با دامنه انجمادی کوتاه مانند فلزات خالص و آلیاژهای یوتکتیک دیده می‌شود، زیرا انجماد در آنها با پیشرفت سطح مشترک صفحه‌ای انجام می‌شود. کمترین سیالیت در آلیاژهای با دامنه انجمادی زیاد گزارش شده که مادون انجماد و دیگر پدیده‌ها کریسالیزاسیون مستقلی در جرم مایع ایجاد کرده و منجر به حضور کریستال‌های آزاد در مایع می‌شود که می‌تواند از جریان ممانعت کرده و از اینرو سیالیت را کاهش می‌دهد. همچنین قابل توجه است که طول جریان با افزایش دمای سالدوس کاهش می‌یابد و این موضوع برای فرایند دایکاست با فشار بالا منحصربه‌فرد است. تجربه نشان داده است که فلز مذاب در حالیکه با فشار زیاد به قالب تزریق می‌شود جریان‌یابی آن می‌تواند در کسر جامد بسیار بیشتری از کسر جامد بحرانی معمولی ۰/۲۵-۰/۱۵ که در آن جریان متوقف می‌شود ادامه پیدا کند. برای نمونه مستند است که کسر جامد برای فرایند نیمه‌جامد معمولاً ۰/۵ است. بعلاوه ماکزیموم کسر جامد که جریان فلز ذوب شده در آن متوقف می‌شود تحت تاثیر اعمال فشار، ضخامت کانال جریان و اندازه دانه فاز منجمد شده است. از اینرو قابل پیش‌بینی است که کسر جامد بحرانی می‌تواند بالاتر از ۰/۵ باشد و این بدان معنی است که دما در جایی که جریان متوقف می‌شود به دمای سالدوس آلیاژ نزدیکتر باشد. تحت این شرایط بیشتر گرمای نهان می‌تواند نیرو محرکه‌ای باشد برای پر شدن قالب. سیالیت آلیاژهای دوتایی Al بخوبی معلوم است. اما سیالیت آلیاژهای سه تایی و تجاری مهم آلومینیوم کمتر مشخص بوده و باید بیشتر مورد بررسی قرار گیرد.

عموما سیالیت آلیاژ Al با ترکیبی داده شده با افزایش دمای ذوب افزایش می‌یابد، هرچند این نکته همیشه برای MMCs Al یکسان نیست. در بعضی موارد بالا رفتن دما اثر منفی روی سیالیت MMCs Al دارد. برای نمونه سیالیت کامپوزیت AA6061-15 vol% SiCp با افزایش دما کاهش نشان می‌دهد.

با وجود سابقه طولانی استفاده از جوانه‌زا، تاثیرش روی سیالیت هنوز بحث‌انگیز است به طوری که بعضی مطالعات کاهش سیالیت را با به کار بردن جوانه‌زا و بعضی دیگر افزایش سیالیت را در صورت استفاده از جوانه‌زا گزارش کرده‌اند. جوانه‌زا علاوه بر این بر روی سیالیت آلیاژهای آلومینیوم از دو طریق اثر می‌گذارد: ابتدا ساختار دندریته‌های  $\alpha$ -Al را در طول انجماد اصلاح می‌کند. این امر شناخته شده است که ذرات ریز در توقف جریان موثرتر از درصدی خاص از ذرات زبر و خشن هستند. از این جهت انتظار می‌رود که سیالیت با جوانه‌زا کاهش یابد. دوما نقطه اتصال یا چسبندگی دندریته‌ی را که می‌تواند در ارتباط با سیالیت باشد به تعویق بیندازد. به نظر می‌رسد جریان مایع می‌تواند آسیب ببیند وقتی که دندریته‌ها در نوک جریان به هم بچسبند و این بدان معنی است که یک اتصال دیر هنگام برای افزایش سیالیت با جوانه‌زا قابل انتظار است. غلبه یکی از مکانیزم‌های بالا بر دیگری می‌تواند منجر به کاهش یا افزایش سیالیت مذاب شود. از اینرو اثر جوانه‌زا روی سیالیت آلیاژهای پایه Al پدیده‌ای پیچیده و وابسته به فاکتورهای زیادی است مانند: نوع و مقدار جوانه‌زا، ترکیب آلیاژ، زمان نگهداری و دمای کوره.

## ۷. نتایج

- سیالیت Al خالص با اضافه کردن عناصر آلیاژی تا رسیدن به یک min به سرعت کاهش می‌یابد سپس تا یک max معمولاً در ترکیب یوتکتیک افزایش یافته و دوباره به دلیل بزرگ شدن دامنه انجمادی کاهش می‌یابد. اما سیستم آلیاژی Al-Si استثناً کوچکی از این قانون نشان می‌دهد. زیرا max سیالیت آن به ناحیه هایپر یوتکتیک منتقل می‌شود.
- سیالیت آلیاژهای Al با افزایش در نفوذپذیری و دمای قالب افزایش می‌یابد.
- سیالیت بالاتر معمولاً در آلیاژهایی که انجمادشان با رشد صفحه‌ای رخ می‌دهد مشاهده شده است.
- سیالیت آلیاژهای Al با افزایش فوق ذوب مذاب زیاد می‌شود. اما افزایش دما اثر منفی نیز روی سیالیت بعضی از  $MMC_s$  Al دارد.
- اتفاق آراء و توافق نظری در مورد اثر جوانه‌زا بر روی سیالیت آلیاژهای Al وجود ندارد.
- رفتار سیالیت آلیاژهای سه‌تایی Al مشابه با آلیاژهای دوتایی است. Max مقادیر سیالیت در شیارهای یوتکتیک دیگرام‌های فازی و min مقادیر آن در طول لبه فازها دیده می‌شود.
- سیالیت  $MMC_s$  Al با افزایش کسر حجمی، گوشه‌ای شدن و نقاط تیز لبه‌ای و آگلومراسیون ذرات مقاوم‌ساز کاهش می‌یابد.



## فهرست منابع

1. K.R. Ravi, R.M. Pillai, K.R. Amaranathan, B.C. Pai, M. Chakraborty, "Fluidity of aluminum alloys and composites: A review". Journal of Alloys and Compounds 456 (2008) 201–210.
2. T.O. Mbuya, "Element Effects on the Fluidity of Cast Al-Si Alloys". AFS Trans. (2006), 06-054(02).
3. P. Beeley, "Foundry Thechnology". Butterworth-Heinemann publication, 2001.
4. S. Kamble, C. Ravindran, "Analysis of Primary Silicon Cristals in HypereutecticAluminium-Silicon Alloys: Effect of Change in Process Parameters". AFS Trans. (2005), 05-056(02).
5. M. Malekan, S.G. Shabestari, "Effect of Grain Refinement on the Dendrite Coherency Point during Solidification of the A319 Aluminum Alloy". Metallurgical and Materials Trans. (2009)
6. E. Taghaddos, M.M. Hejazi, R. Taghiabadi, S.G. Shabestari, " Effect of iron-intermetallics on the fluidity of 413 aluminum alloy". Journal of Alloys and Compounds 468 (2009) 539–545.
7. E.N. Pan, J.F. Hu, "Fluidity of Al-Si(Cu) Alloys as Affected by Alloy Solidification Mode". AFS Trans. (1998), 98-53.
8. M. Tiryakioglu, D.R. Askeland, C.W. Ramsay, "Fluidity of 319 and A356: An Experimental Design Approach". AFS Trans. (1994), 94-47.
9. F.M. Yarandi, P.K. Ruhangi, S. Ray. " Casting Fluidity of Aluminium A356-SiC Cast Particulate Camposite". AFS Trans. (1992), 92-153.
10. C.B. Lin, Y.W. Hung, Woe-Chun Liu, Shung-Wen Kang, " Machining and Fuidity of 356Al/SiC(p) Composites". Journal of Materials Processing Technology 110 (2001) 152±159.

11. Jianmin Zeng, Ping Gu, Yongzhi Zou, Zhengbing Xu, " Simulation of Mold Filling under Counter Gravity for A356 Alloy and A356/SiCp Composite". *Materials Science and Engineering A* 499 (2009) 130–133.
12. Qingyou Han, Hanbing Xu, " Fluidity of Alloys Under High Pressure Die Casting Conditions". *Scripta Materialia* 53 (2005) 7–10.
13. Wattanachai Prukkanon, Nakorn Srisukhumbowornchai, Chaowalit Limmaneevichitr, " Influence of Sc Modification on the Fluidity of an A356 Aluminum Alloy". *JALCOM-20427* (2009).
14. S. Gowri, F.H. Samuel, *Met. Trans. A* 25A (1994) 437–448.
15. G. Chai, *Z. Metallkd* 86 (1) (1995) 54–59.
16. M.R. Seshadri, A. Ramachandran, *AFS Trans.* 73 (1965) 292.
17. D.J. Lloyd, *Int. Met. Rev.* 39 (1994) 1–23.
18. *Metals Handbook 4th Ed. Properties and selection: non-ferrous alloys and pure metals*, ASM, vol. 12, 1979, 164–165.