



دانشگاه صنعتی اصفهان

دانشکده مواد

## تأثیر عملیات تیکزوفرمینگ بر خواص خوردگی و مکانیکی آلیاژ A356 تولید شده به روش SIMA

پایان نامه کارشناسی ارشد خوردگی و حفاظت از مواد

علیرضا فدوی بوستانی

استاد راهنما:

دکتر فتح اله کریم زاده

دکتر بهزاد نیرومند

## تشکر و قدر دانی

بدینوسیله از زحمات بی دریغ اساتید راهنمای خود جناب آقای دکتر فتح اله کریم زاده و جناب آقای دکتر بهزاد نیرومند تشکر و قدر دانی می نمایم. از جناب آقای دکتر گلعدار به دلیل پیشنهادات ارزنده ایشان در طول اجرای این پژوهش تشکر و قدر دانی می نمایم. همچنین بر خود لازم می دانم تا از کمکها و خدمات ارزنده آقای کوزه دانی، صادقی و عربیان کارکنان کارگاه ریخته گری، کارگاه پروژه و آزمایشگاه متالوگرافی دانشکده مواد دانشگاه صنعتی اصفهان تشکر و قدر دانی نمایم. همچنین از خانم علوی، مسئول محترم آزمایشگاه متالوگرافی دانشکده مواد دانشگاه صنعتی اصفهان که در طول انجام این پژوهش از کمکها و راهنماییهای ارزنده ایشان بهره مند بودم کمال تشکر و قدر دانی خود را ابراز می نمایم.

کلیه حقوق مادی مترتب بر نتایج مطالعات،  
ابتکارات و نوآوریهای ناشی از تحقیق موضوع  
این پایان نامه (رساله) متعلق به دانشگاه صنعتی  
اصفهان است.

تقدیم به گلہای ہمیشہ بہار زندگی ام

پدر و مادر بزرگوارم

به خاطر حمایتہای بی دریغ

و برادر عزیزم

به خاطر فداکاریہای خالصانہ اش

## فهرست مطالب

صفحه	عنوان
۱	چکیده
۲	فصل اول : مقدمه
۴	فصل دوم : مطالعات مروری
۴	۱-۲ مقدمه
۵	۲-۲ انجماد دندریتی
۶	۳-۲ انجماد غیر دندریتی
۷	۲-۳-۱ رفتار رئولوژیک دوغابهای نیمه جامد
۱۳	۲-۳-۲ مکانیزمهای تشکیل ساختار غیر دندریتی
۱۷	۲-۴-۱ فرایندهای تولید نیمه جامدهای غیر دندریتی
۱۷	۲-۴-۲ فرایندهای حالت مایع
۲۰	۲-۴-۲ فرایندهای حالت جامد
۲۱	۲-۵ فرایندهای شکل دهی فلزات نیمه جامد
۲۴	۲-۶ آلیاژهای آلومینیوم پر کاربرد در فرایندهای نیمه جامد
۲۵	۲-۷ خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Si
۲۶	۲-۷-۱ مکانیزم جوانه زنی ذرات سیلیکون در آلیاژهای Al-Si
۲۷	۲-۷-۲ اثر فرایند تیکزوفرمینگ روی خواص مکانیکی آلیاژ A356
۲۹	۲-۷-۳ شاخص کیفیت آلیاژ A356 تیکزوفرم شده
۳۰	۲-۸ بررسی مکانیزم های شکست مختلف
۳۱	۲-۸-۱ شکست رخ برگی
۳۲	۲-۸-۲ شکست توسط به هم پیوستن حفره های ریز
۳۵	۲-۹ خوردگی آلومینیوم و آلیاژهای آن
۳۶	۲-۹-۱ رفتار خوردگی آلومینیوم و آلیاژهای آن
۳۷	۲-۹-۲ اثر متغیرهای مختلف روی رفتار خوردگی آلومینیوم و آلیاژهای آن
۴۰	۲-۹-۳ انواع مختلف خوردگی آلومینیوم و آلیاژهای آن
۴۹	فصل سوم : مواد و روش تحقیق
۴۹	۳-۱ آلیاژ مورد استفاده
۵۰	۳-۲ فعالیتهای صورت گرفته به منظور آماده سازی نمونه ها
۵۰	۳-۲-۱ ساخت و ریخته گری آلیاژ A356
۵۳	۳-۲-۲ هموژن سازی آلیاژ A356 ریختگی

..... ۵۳	..... ۳-۲-۳	آزمون کوانتومتری
..... ۵۳	..... ۴-۲-۳	پرس شمشال های ریختگی آلیاژ A356
..... ۵۴	..... ۵-۲-۳	کالیبراسیون تجهیزات اندازه گیری دما
..... ۵۵	..... ۶-۲-۳	اجرای عملیات تیکزوفرمینگ روی نمونه های کارسرد شده آلیاژ A356
..... ۵۶	..... ۷-۲-۳	اجرای سیکل عملیات حرارتی T6 روی قطعات تیکزوفرم شده
..... ۵۶	..... ۳-۳	بررسی های انجام شده
..... ۵۶	..... ۱-۳-۳	بررسی های ریزساختاری
..... ۵۷	..... ۲-۳-۳	بررسی های حرارتی
..... ۵۷	..... ۲-۳-۳	بررسی خواص مکانیکی
..... ۵۸	..... ۳-۳-۳	بررسی خواص خوردگی
..... ۵۹	..... ۴-۳	نمودار عملیات پروژه (OPC)

## فصل چهارم : نتایج و بحث

..... ۶۲	..... ۱-۴	بررسی های ریز ساختاری
..... ۶۲	..... ۲-۴	خواص مکانیکی نمونه های ریختگی و تیکزوفرم شده
..... ۷۰	..... ۱-۲-۴	خواص کششی نمونه های ریختگی و تیکزوفرم شده
..... ۷۰	..... ۲-۲-۴	شاخص کیفیت نمونه های ریختگی و تیکزوفرم شده آلیاژ A356
..... ۷۷	..... ۳-۲-۴	شکست نگاری
..... ۷۸	..... ۴-۲-۴	آزمون ریز سختی
..... ۸۵	..... ۳-۴	عملیات حرارتی
..... ۸۶	..... ۱-۳-۴	بررسی های ریزساختاری
..... ۸۸	..... ۲-۳-۴	خواص مکانیکی نمونه های ریختگی و تیکزوفرم عملیات حرارتی شده
..... ۹۱	..... ۳-۳-۴	شکست نگاری
..... ۹۵	..... ۴-۳-۴	آزمون ریز سختی
..... ۹۶	..... ۴-۴	آزمونهای خوردگی
..... ۹۶	..... ۱-۴-۴	آزمونهای خوردگی نمونه های ریختگی و تیکزوفرم شده
..... ۱۰۸	..... ۲-۴-۴	آزمونهای خوردگی نمونه های ریختگی و تیکزوفرم عملیات حرارتی شده

## فصل پنجم : نتیجه گیری

..... ۱۱۸	..... ۱	پیوست ۱
..... ۱۲۱	.....	
..... ۱۲۴	.....	منابع و مراجع

## چکیده

فرایند SIMA یکی از فرایندهای تولید مواد اولیه مورد استفاده در فرایند تیکزوفرمینگ است. در این پژوهش، اثر فرایند تیکزوفرمینگ بر ساختار میکروسکوپی، خواص مکانیکی، نوع شکست و خواص خوردگی آلیاژ A356 تولید شده توسط فرایند SIMA بررسی شد. با استفاده از نتایج بدست آمده یک پارامتر ترکیبی به نام شاخص SPA معرفی شد. این پارامتر خواص مکانیکی و مکانیزم شکست نمونه های تیکزوفرم شده آلیاژ A356 را به اندازه، کشیدگی و فاصله ذرات سیلیکون پخش شده در ساختار میکروسکوپی آلیاژ مرتبط می کند. با توجه به پارامتر مذکور، نمونه های تیکزوفرم شده که شاخص SPA آنها پایین تر است در مقایسه با نمونه هایی که شاخص بالاتری دارند از خواص مکانیکی بهتر، به ویژه از انعطاف پذیری بالاتر، برخوردارند. نتایج آزمون های شکست نگاری نشان داد که آسیب در نمونه ریختگی (با شاخص SPA بالا) توسط شکستن و جدا شدن ذرات سیلیکون از فصل مشترک ذره-زمینه بوجود می آید. در حالیکه آسیب در نمونه های تیکزوفرم شده فقط توسط جدا شدن ذرات سیلیکون از فصل مشترک ذره-زمینه بوجود می آید. نتایج نشان داد که پارامتر ترکیبی SPA به تنهایی قادر به پیش بینی رفتار مکانیکی نمونه های تیکزوفرم که تحت عملیات حرارت T6 قرار گرفته اند، نمی باشد. با استفاده از نتایج بدست آمده مشخص شد که فرایند تیکزوفرمینگ باعث افزایش فشردگی ذرات سیلیکون آلیاژ A356 شده است. به منظور ارتباط پارامتر فشردگی به مقاومت به خوردگی حفره ای یک پارامتر ریز ساختاری تعریف شد. مطابق این پارامتر نمونه هایی که دارای ذرات سیلیکون با فشردگی بالا هستند متعاقباً مقاومت به خوردگی حفره ای بالاتری دارند. نتایج آزمون خوردگی گالوانیک نشان داد که با افزایش فشردگی ذرات سیلیکون، دانسیته جریان گالوانیک بین زوج های گالوانیک سیلیکون-زمینه کاهش می یابد. در نتیجه فرایند تیکزوفرمینگ به دلیل تغییر مورفولوژی ذرات سیلیکون یوتکتیک از سوزنی به کروی موجب افزایش مقاومت به خوردگی حفره ای آلیاژ A356 می شود. مطابق نتایج به دست آمده، عملیات حرارتی T6 در صورتیکه که منجر به افزایش فشردگی ذرات سیلیکون شود، می تواند باعث افزایش مقاومت به خوردگی حفره ای شود.

## فصل اول

### مقدمه

فرایندهای شکل دهی مواد در حالت نیمه جامد امروزه مورد توجه وسیع محققین قرار گرفته اند. اصول اساسی این فرایندها در ابتدا توسط Flemings و همکارانش در اواخر دهه ۱۹۷۰ توسعه پیدا کرد. این فرایندها دارای مزایای فراوانی در مقایسه با سایر فرایندهای متداول شکل دهی هستند. تعدادی از این مزایا از این قرار می باشند:

- درجه حرارت های شکل دهی پائین
  - سرعت بالای تولید
  - کیفیت بالای مواد تولیدی
  - تولید موادی با خواص مکانیکی بالا (به ویژه انعطاف پذیری)
- فرایندهای شکل دهی در حالت نیمه جامد اصولاً به دو دسته کلی تقسیم می شوند:

۱- رئوفرمینگ

۲- تیکزوفرمینگ



فرایند تیکزوفرمینگ اساساً یک فرایند دو مرحله ای است که. مرحله اول شامل تهیه یک ماده اولیه با خواص Thixotropic می باشد و در مرحله دوم ماده اولیه تهیه شده در مرحله اول تا درجه حرارت های نیمه جامد حرارت داده شده و سپس تحت فرایند شکل دهی قرار می گیرد. فرایندهای مختلفی در راستای تهیه مواد لازم برای فرایند تیکزوفرمینگ توسعه پیدا کرده اند. یکی از این فرایندها فرایند SIMA است. در این فرایند یک ساختار غیر دندریتی توسط تغییر شکل سرد و به دنبال آن حرارت دهی آلیاژ کار سرد شده در منطقه نیمه جامد تهیه می شود. این فرایند دارای مزایایی از قبیل سادگی و هزینه پائین در مقایسه با سایر فرایندهای تولید مواد نیمه جامد می باشد.

هر چند در رابطه با خواص خوردگی و مکانیکی آلیاژ A356 ریختگی تحقیقات وسیعی انجام شده ولی به نظر می رسد که اطلاعات گزارش شده در رابطه با خواص خوردگی و مکانیکی آلیاژ A356 تیکزوفرم شده هنوز کامل نمی باشد. مطالعات مروری انجام شده نشان داد که تاکنون ارتباط کمی بین خصوصیات ریز ساختاری آلیاژ A356 تیکزوفرم شده و خواص خوردگی و مکانیکی این آلیاژ برقرار نشده است.

در این پژوهش ابتدا شمش های آلیاژ A356 تحت فرایند SIMA قرار گرفتند. سپس روی نمونه ها عملیات تیکزوفرم انجام گرفت. تاثیر پارامترهای فرایند تیکزوفرمینگ بر ساختار میکروسکوپی، خواص مکانیکی و خواص خوردگی نمونه های ریختگی و تیکزوفرم شده آلیاژ A356 بررسی و مقایسه شدند. با استفاده از نتایج به دست آمده یک پارامتر ترکیبی که خواص مکانیکی نمونه های ریختگی، تیکزوفرم و عملیات حرارتی شده آلیاژ A356 را به اندازه، کشیدگی و قطر دایره معادل ذرات سیلیکون یوتکتیک این آلیاژ مرتبط می کند، معرفی شد. در راستای بررسی اثر فرایند تیکزوفرمینگ و عملیات حرارتی روی مکانیزم شکست نمونه های مختلف، سطح مقطع شکست نمونه های ریختگی، تیکزوفرم و عملیات حرارتی شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد. به منظور بررسی اثر فرایند تیکزوفرمینگ روی مقاومت به حفره دار شدن آلیاژ A356 از آزمون Linear Sweep Voltametry استفاده شد و نتایج به دست آمده با آلیاژ A356 ریختگی مقایسه شدند. با استفاده از نتایج به دست آمده یک پارامتر ریز ساختاری معرفی شد که مقاومت به خوردگی حفره ای نمونه های ریختگی و تیکزوفرم شده را به میزان فشردگی ذرات سیلیکون مرتبط می کند. در انتها با استفاده از این پارامتر ریز ساختاری، اثر عملیات حرارتی T6 روی مقاومت به خوردگی حفره ای نمونه های ریختگی و تیکزوفرم شده آلیاژ A356 بررسی شد.

## فصل دوم

### مطالعات مروری

#### ۲-۱ مقدمه

فرایندهای مختلف شکل دهی فلزات در حالت نیمه جامد از جمله روش های جدیدی هستند که امروزه برای ساخت بسیاری از قطعات حساس و با کیفیت بالا مورد استفاده قرار می گیرند. اهمیت این فرایندها به دلیل خواص سیلان ویژه ای است که آلیاژهای نیمه جامد غیر دندریتی دارا هستند. این خواص ویژه و متفاوت مزایایی را برای فرایندهای شکل دهی در حالت نیمه جامد در مقایسه با سایر فرایندهای تولید به ارمغان آورده است. در زیر به تعدادی از این مزایا و وجوه متمایز اشاره شده است:

- کنترل دقیق و قابلیت اعمال اتوماسیون در فرایند تولید
- دمای کمتر مواد اولیه و در نتیجه افزایش عمر قالب ها و کاهش معایب انقباضی
- قابلیت شکل دهی قطعات نزدیک به شکل نهایی
- صرفه جویی در انرژی نسبت به روش های معمولی ریخته گری

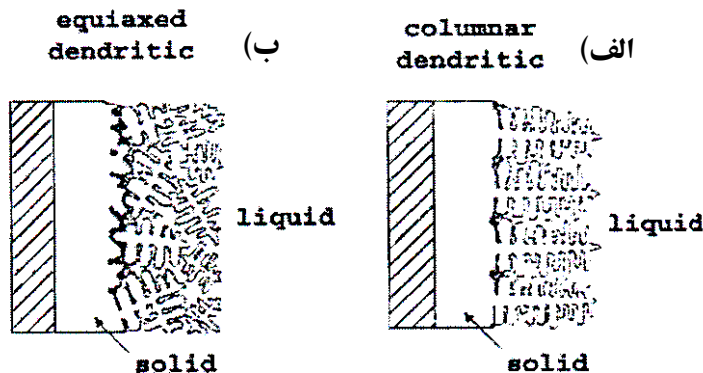
- قابلیت شکل دهی گستره وسیعی از آلیاژها به کمک این فرایندها
  - سیلان آرام نیمه جامدها درون قالب و در نتیجه کاهش تخلخل های گازی
- البته معایب و محدودیت هایی نیز وجود دارد که به تعدادی از آن ها نیز اشاره می شود [۱]:
- نیاز به مواد اولیه خاص با قیمت زیاد
  - نیاز به تجهیزات خاص و گرانبقیمت
  - منابع محدود تهیه مواد اولیه

در هر صورت به منظور احاطه هر چه بیشتر بر این فرایندها چه از لحاظ تکنولوژیکی و چه از لحاظ کنترل پارامترهای مؤثر بر آنها نیاز است که نیمه جامدهای غیر دندریتی به عنوان مفهوم پایه و بنیادی این شاخه از علم و تکنولوژی بیشتر مورد تحلیل و بررسی قرار گیرند. یکی از موضوعات مهم در این زمینه بررسی خواص سیلان و رئولوژی دوغاب های نیمه جامد و ارتباط آن با ویژگی های ساختاری این مواد است. در این فصل برای بررسی تفاوت های ساختاری آلیاژهای نیمه جامد غیر دندریتی با آلیاژهای دندریتی ابتدا خلاصه ای از مطالعات صورت گرفته توسط محققین مختلف در زمینه ی رفتار رئولوژیکی و مکانیزم های تشکیل ساختار و مروری بر انواع روش های تولید نیمه جامد های غیر دندریتی ارائه گردیده است. پس از مرور روش های تولید مواد نیمه جامد غیر دندریتی، اثر فرایند های شکل دهی نیمه جامد<sup>۱</sup> روی خواص مکانیکی آلیاژ A356 در مقایسه با سایر فرایندهای تولید مورد بررسی قرار می گیرد. از آنجا که در اثر اجرای فرایندهای شکل دهی نیمه جامد ریز ساختاری متفاوت با سایر روشهای تولید بوجود می آید بنابراین در این فصل در قالب بخشی جداگانه مکانیزم های شکست مختلف مورد بررسی قرار گرفته و نهایتاً در بخش پایانی خوردگی آلیاژهای آلومینیوم مورد مطالعه قرار می گیرد.

## ۲-۲ انجماد دندریتی

تقریباً تمام آلیاژهای فلزی مهم به صورت دندریتی منجمد می شوند. همانگونه که در شکل ۲-۱ مشاهده می شود دندریت ها می توانند به صورت ساختارهای ستونی یا دانه های هم محور وجود داشته باشند [۱].

<sup>۱</sup> Semi solid forming process



شکل (۱-۲): انجماد یک آلیاژ از دیواره قالب، (الف) انجماد ستونی (ب) انجماد هم محور [۱].

### ۲-۳ انجماد غیر دندریتی

در اوایل سال ۱۹۷۱، اسپنسر در راستای تحقیق روی پارگی داغ سلسله آزمایش هایی را روی آلیاژ Sn-15%pb زیر نظر پروفیسور Flemings در انستیتو تکنولوژی ماساچوست ترتیب داد. در این آزمایش ها ویسکوزیته ی آلیاژها هنگامی که بخشی از آن قبلاً منجمد شده بود اندازه گیری نمود [۲]. در ادامه او تصمیم گرفت آزمایش های دیگری را با همان تجهیزات انجام دهد. بدین صورت که به جای این که قبل از اعمال نیروی برشی اجازه دهد آلیاژ تا کسر جامد معینی منجمد شود، اعمال نیرو را از دمایی بالاتر از دمای مذاب شروع کرد و این کار را به طور پیوسته تا پایین آمدن دمای فلز تا محدوده ی انجماد ادامه داد. نتیجه ی شگفت انگیزی که به دست آمد حاکی از افزایش بسیار اندک تنش برشی در دماهای زیر لیکوئیدوس بود. در آن سال، توسط Flemings و همکارانش، فرایند تولید چنین ساختارهایی "Rheocasting" نام گرفت. برای تولید قطعات فلزی مختلف از آلیاژهای نیمه جامد غیر دندریتی، از روش های جدیدی که به طور کلی به آنها «فرایندهای شکل دهی در حالت نیمه جامد»<sup>۱</sup> گفته می شد استفاده می گردد. در مورد این فرایندها در بخش ۲-۴ بیشتر توضیح داده خواهد شد.

شایان ذکر است که با گذشت بیش از ۳۰ سال از کشف Spencer و انجام مطالعات فراوان هنوز مسائل زیادی در زمینه های رئولوژی و مکانیزم های تشکیل ساختار این نوع مواد ناشناخته مانده است که تحقیقات و بررسی های

<sup>۱</sup> Semi Solid Metal Forming Processes

بیشتری را طلب می‌کند. در ادامه مروری بر نتایج مطالعات بنیادی بر دو جنبه‌ی مهم نیمه جامدها، یعنی رفتار رئولوژیک و مکانیزم‌های تشکیل ساختار به عمل آمده است.

### ۲-۳- رفتار رئولوژیک دوغاب‌های نیمه جامد

نیاز مهندسين تولید به کنترل دقیق فرایندها، برای یک عملیات شکل دهی موفق و همچنین گسترش تکنولوژی‌های مرتبط با فرایندهای نیمه جامد، همه نیازمند درکی عمیق از رئولوژی یا رفتار سیلان دوغاب‌های نیمه جامد است. دو دسته از مهم‌ترین آزمایش‌هایی که برای بررسی رفتار رئولوژیک دوغاب‌های نیمه جامد انجام می‌گیرند عبارتند از:

♦ سرد کردن پیوسته‌ی آلیاژ و اعمال تنش برشی از دمایی بالاتر از دمای مذاب و اندازه‌گیری مقاومت به سیلان.

♦ آزمایش‌های حالت پایدار که در آن‌ها تحت شرایط اولیه‌ی مشخص تحت تنش برشی ثابت، مذاب تا کسر جامد مشخصی سرد شده و در آن دما برای مدت‌های مورد نظر نگه‌داشته می‌شود. اعمال تنش پس از رسیدن به دمای مشخص مورد نظر همچنان ادامه می‌یابد و تغییرات مقاومت به سیلان مذاب اندازه‌گیری می‌شود.

ابزاری که عمدتاً برای انجام این‌گونه آزمایش‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرد رئومتر<sup>۱</sup> نام دارد و از دو سیلندر هم‌مرکز تشکیل شده است. در بعضی از انواع این رئومترها سیلندر بیرونی ثابت و سیلندر درونی متحرک است که به آنها رئومترهای Searle می‌گویند و در بعضی دیگر عکس این امر صادق است و به آنها رئومترهای نوع couette گفته می‌شود [۳]. البته برای آزمایش‌هایی که نیاز به اعمال تنش برش بالا وجود داشته باشد و یا کسر جامد بالایی مورد نیاز است از روش‌های دیگری مانند فشردن بین دو صفحه‌ی موازی یا اکستروژن معکوس استفاده می‌گردد [۳-۵]. علاوه بر این‌ها روش‌های دیگری نیز برای مطالعه رئولوژی نیمه جامد‌ها وجود دارد [۳]. تحقیقات اولیه Spencer مؤید این مطلب بود که دوغاب‌های نیمه جامد با کسر جامد بالای ۲۰ درصد مانند یک سیال غیر نیوتنی رفتار می‌کنند و ویسکوزیته ظاهری بدست آمده برای آن‌ها چندین ده برابر کوچکتر از دوغاب‌های نیمه جامد دندریتی با همان کسر جامد می‌باشد [۱]. در میان محققین بسیاری که پس از آن در این

<sup>1</sup> Rheometer

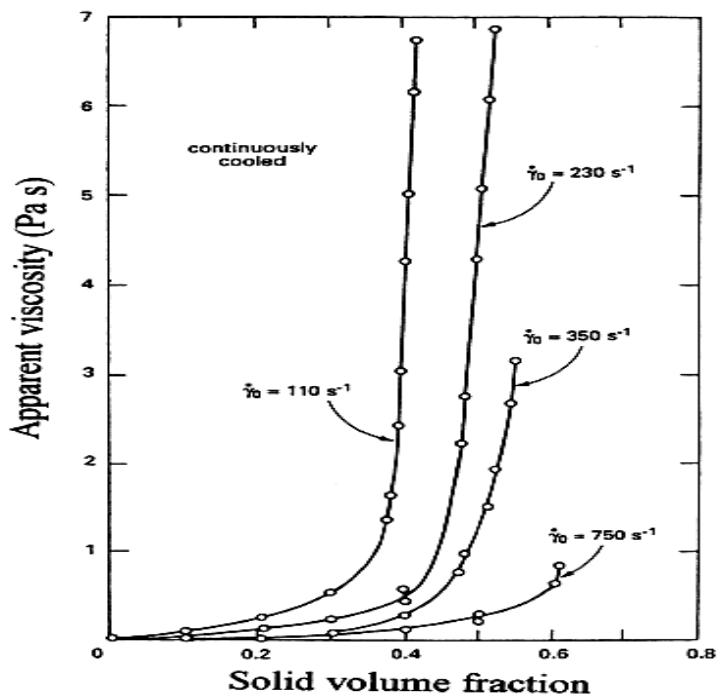
زمینه فعالیت نمودند، نتایج تحقیقات دو محقق به نام های Joly و Mehrabian از گستردگی و اهمیت خاص برخوردار است. طبق نظر آنها پدیده های رئولوژیکی در دوغابهای نیمه جامد را می توان به سه دسته کلی تقسیم نمود [۶]:

الف) رفتار سرد کردن پیوسته که توسط آن می توان تکامل تدریجی گرانروی را در یک سرعت سرد کردن و نرخ برش ثابت تشریح کرد.

ب) رفتار شبه پلاستیک<sup>۱</sup> که توسط آن وابستگی گرانروی به نرخ برش در شرایط پایدار قابل تشریح می باشد و اصطلاحاً به آن Shear thinning می گویند.

ج) رفتار Thixotropic که تشریح کننده وابستگی تغییر گرانروی دوغابهای نیمه جامد به زمان است.

الف) رفتار سرد کردن پیوسته: این رفتار تاثیر سرعت سرد کردن، نرخ برش و کسر جامد را بر رفتار رئولوژیک نیمه جامد ها بیان می کند. به طور کلی همان گونه که در مثال شکل ۲-۲ نیز دیده می شود برای یک سرعت سرد کردن و نرخ برش ثابت، ویسکوزیته با افزایش کسر جامد افزایش می یابد. این افزایش برای کسرهای جامد کم، تدریجی و برای کسرهای جامد بالا، شدید است [۱].

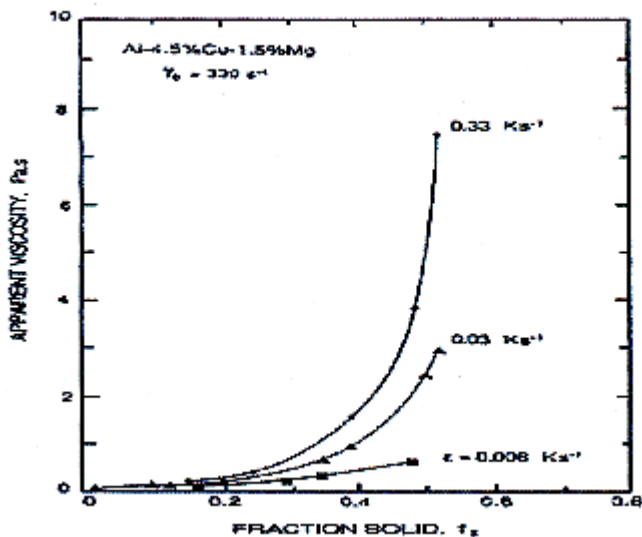


شکل (۲-۲): تأثیر کسر جامد و نرخ برش بر ویسکوزیته آلیاژ نیمه جامد Sn-15%pb [۱].

<sup>۱</sup> Pseudoplastic

همچنین در یک کسر جامد ثابت، ویسکوزیته با افزایش نرخ برش و کاهش سرعت سرد کردن، کاهش می‌یابد زیرا افزایش نرخ برش و کاهش سرعت سرد کردن منجر به کروی تر شدن و چگال تر شدن دانه‌ها شده و این امر موجب تسهیل در حرکت دانه‌ها از بین یکدیگر و در نتیجه کاهش ویسکوزیته می‌گردد [۶،۱]. نمودارهای شکل ۲-۳ بیان‌گر کاهش ویسکوزیته در اثر کاهش سرعت سرد کردن در یک کسر جامد ثابت است [۷]. تأثیر نرخ برش و سرعت سرد کردن بر اندازه و مورفولوژی دانه در بخش بعدی بیشتر مورد بحث قرار می‌گیرد.

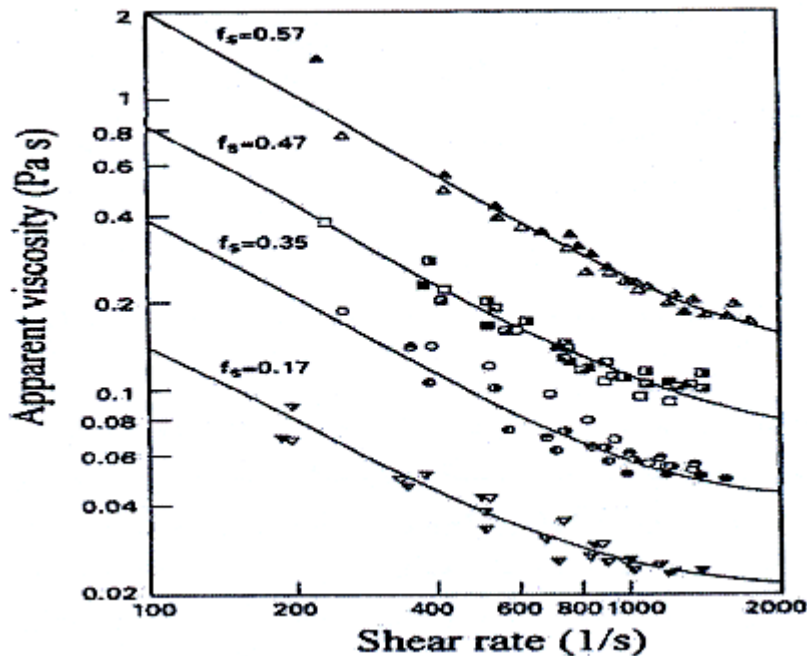
ب) رفتار شبه پلاستیک: آزمایشهایی که در شرایط پایدار و هم‌دما صورت می‌گیرند اغلب منجر به درک بهتری از خواص رئولوژیک دوغاب‌های نیمه جامد می‌گردند. حالت پایدار معمولاً به حالتی اطلاق می‌گردد که در آن ویسکوزیته دوغاب در یک کسر جامد و نرخ برش ثابت با گذشت زمان تغییر نکند. بنابراین می‌توان گفت در چنین حالتی ویسکوزیته تابعی از کسر جامد و نرخ برش خواهد بود [۶].



شکل (۲-۳): تأثیر سرعت سرد کردن و کسر جامد بر ویسکوزیته ی آلیاژ نیمه جامد Al-4/5%Cu-1.5%Mg [۷].

در شرایط پایدار دوغاب‌های نیمه جامد از خود رفتار شبه پلاستیک نشان می‌دهند بدین معنی که ویسکوزیته ی آنها با افزایش نرخ برش کاهش می‌یابد (Shearthinning) و بالعکس با کاهش نرخ برش افزایش می‌یابد [۱، ۶ و ۸]. همانگونه که در شکل ۲-۴ ملاحظه می‌شود، رفتار شبه پلاستیک به طور کامل تری توسط دو محقق به نامهای Wang و Turng تشریح شده است [۹]. بر این اساس ویسکوزیته ی یک دوغاب نیمه جامد با کسر جامد

معین در شرایط پایدار با افزایش نرخ برش کاهش می‌یابد تا به یک مقدار مجانب برسد. این مقدار مجانب بیانگر ویسکوزیته در نرخ برش بینهایت است.



شکل (۲-۴): ویسکوزیته در حالت پایدار بر حسب نرخ برش برای آلیاژ Sn-15%pb [۹].

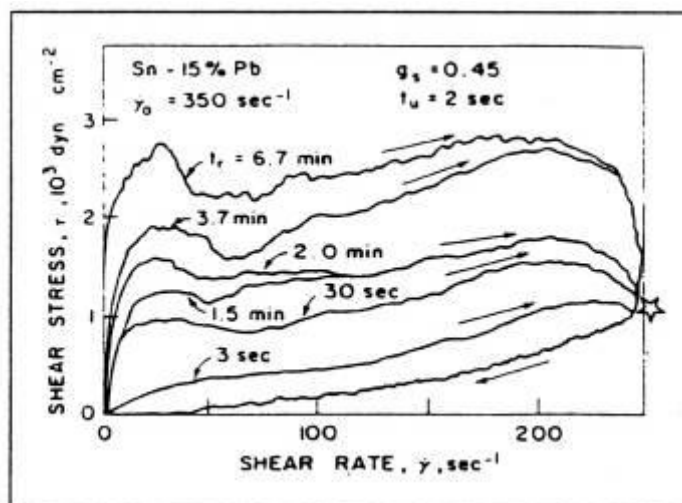
در توجیه این مطلب گفته شده است که ویسکوزیته در حالت پایدار به میزان آگلومراسیون و دی آگلومراسیون بستگی دارد یا به عبارت صحیح‌تر نتیجه تعادل دینامیکی بین فرایندهای آگلومراسیون و دی آگلومراسیون است [۱۰]. در فرایند آگلومراسیون دانه‌های با جهت‌گیری مناسب به هم برخورد کرده و ساختارهای را به وجود می‌آورند که تعیین‌کننده‌ی بزرگی ویسکوزیته هستند.

ج) رفتار Thixotropic: به عنوان جنبه مهم دیگری از رفتار سیلان دوغابهای نیمه جامد، اولین بار توسط Joly و Mehrabian تشریح شده عبارت است از وابستگی ویسکوزیته به زمان در شرایط پایدار. به بیان ساده‌تر وقتی نرخ برش در حالت پایدار به طور ناگهانی تغییر می‌کند ویسکوزیته‌ی جدید پس از یک تأخیر زمانی محسوس حاصل می‌شود. این پدیده در ابتدا توسط اعمال تنش برشی به دوغاب نیمه جامد به صورت گردشی مورد ارزیابی قرار گرفت [۱۱]. در این آزمایش که نمونه‌ای از نتایج آن را در شکل ۲-۵ مشاهده می‌کنید، آلیاژی را



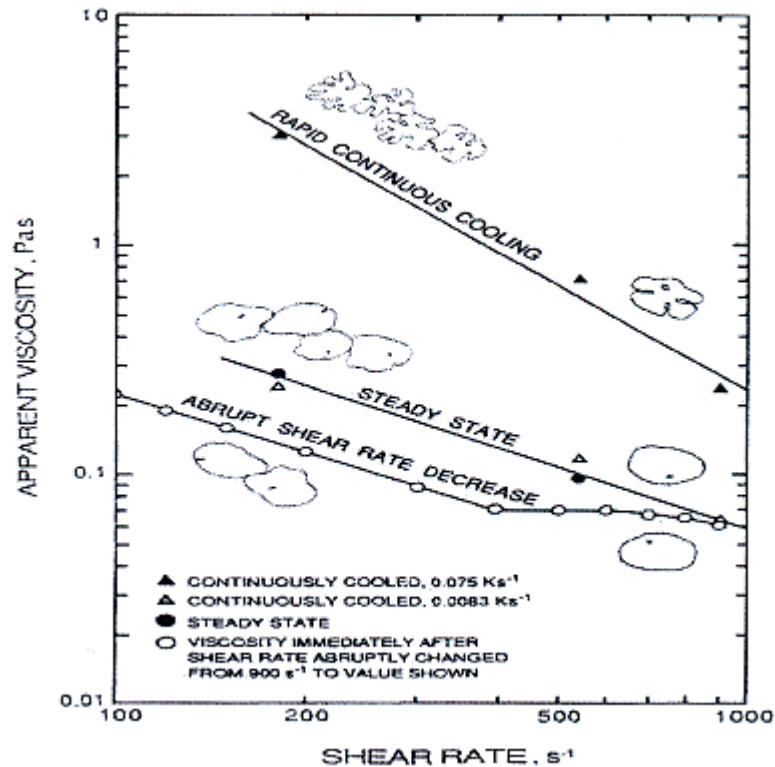
برای رسیدن به حالت پایدار در مدت زمان نسبتاً طولانی تحت نرخ برش ثابت و در یک کسر جامد ثابت نگه می‌دارند. در این حالت اعمال تنش برای مدت زمانی موسوم به زمان استراحت<sup>۱</sup> ( $t_r$ ) متوقف می‌شود و دوباره در مدت زمانی معادل  $t_u$  به نرخ برش قبلی رسانده شده و دوباره نرخ برش را به تدریج کاهش می‌دهند تا به صفر برسد. مساحت حلقه های تشکیل شده در نمودار تنش برشی برحسب نرخ برش با زیاد شدن مقدار  $t_r$  افزایش می‌یابد. در واقع مساحت این حلقه ها بیان گر میزان Thixotropy است [۱۱].

محققان دیگر نیز از روش های کم و بیش مشابه برای بررسی خواص Thixotropy دوغاب های نیمه جامد استفاده کرده اند. با این حال چنین روش هایی برای کمیت بخشیدن به سینتیک فرایندهای آگلومراسیون و دی آگلومراسیون کافی نیست. برای حل این معضل روشهای آزمایش خاصی که شامل تغییرات ناگهانی در نرخ برش اعمالی است به کار گرفته می‌شود تا سینتیک تکامل تدریجی ساختار مشخص گردد. شکل ۲-۵ نشان دهنده ی نتایج مطالعات محققى به نام Moon در سال ۱۹۹۰ است [۱]. در این نمودار ویسکوزیته در کسر جامد ۰/۴ به عنوان تابعی از نرخ برش برای تعدادی از شرایط اولیه مختلف نشان داده شده است. منحنی فوقانی از طریق سرد کردن پیوسته آلیاژ تا کسر جامد ۰/۴ و گزارش ویسکوزیته حاصل به محض رسیدن به کسر جامد مورد نظر به دست آمده است. همان گونه که ملاحظه می‌شود ویسکوزیته در نرخ برش های کم مقدار نسبتاً زیادی دارد. این امر همان گونه که طرح آن نیز ترسیم شده است تا حدودی به خاطر دندریتی شدن دانه ها و تا حدودی نیز به خاطر فرایند آگلومراسیون است.



شکل (۲-۵): تأثیر زمان استراحت بر حلقه های ناشی از اعمال تنش برشی به صورت گردشی [۱۱].

<sup>۱</sup> Rest time



شکل (۲-۶): ویسکوزیته برحسب نرخ برش برای آلیاژ Al-6/5%Si در کسر جامد ۰/۴٪ [۱].

در نرخ های برش بالاتر آگلومراسیون کاهش یافته ودانه ها تمایل بیشتری برای گلبرگی شکل<sup>۱</sup> شدن پیدا می کنند. منحنی وسط مبین حالت پایدار است. ساختار کروی دانه ها در این حالت باعث افت شدید ویسکوزیته در مقایسه با حالتی می شود که دوغاب به طور پیوسته و سریع سرد می شود.

اما آنچه که در این نمودار اهمیت زیادی دارد منحنی تحتانی است که بیانگر ویسکوزیته ی لحظه ای پس از افت نرخ برش از  $900 \text{ s}^{-1}$  ترسیم شده است. همانگونه که ملاحظه می شود ویسکوزیته ی لحظه ای در هر مقداری از نرخ برش کمتر از مقادیر حاصل از همان نرخ برش در حالت پایدار است زیرا ساختار، زمان کافی برای منطبق شدن با نرخ برش جدید را ندارد. گفته شده است با گذشت زمان آگلومراسیون صورت می پذیرد و ویسکوزیته در یک نرخ برش معین به مقدار حالت پایدار خود نزدیک می شود. تفاوت بین منحنی ویسکوزیته لحظه ای و منحنی حالت پایدار نیز بیان گر میزان Thixotropy است.

<sup>۱</sup> Rossete

## ۲-۳-۲ مکانیزمهای تشکیل ساختار غیر دندریتی

تاکنون مکانیزمهای مختلفی برای توضیح چگونگی تکامل تدریجی ساختارهای غیردندریتی ارائه شده است. آنچه که مسلم است مورفولوژی دانه ها در شرایط اعمال تنش برشی به مذاب در حال انجماد، بصورت گلبرگی شکل است و با گذشت زمان و بخصوص در شرایط همدمای بصورت کروی یا شبه کروی در می آیند. بطور کلی دو دیدگاه در زمینه چگونگی تشکیل دانه های اولیه در مذاب در حال تلاطم وجود دارد که عبارتند از:

◆ جوانه زنی پیوسته در مذاب در حال تلاطم

◆ تکه تکه شدن دندریتها

برای جوانه زایی پیوسته در مذاب در حال تلاطم دو مکانیزم ارائه شده است مکانیزم اول توسط محققى به نام Hellawell در سال ۱۹۹۶ مطرح شده است [۱۲]. بر طبق این مکانیزم به دلیل وجود نوسانات حرارتی در مذاب متلاطم، احتمالاً جوانه زنی در اثر عبور المانهای حجمی مذاب از میدانهای دمایی متفاوت به صورت پیوسته به وقوع می پیوندد. قابل ذکر است که احتمال وجود این مکانیزم در فرایندهایی که در آنها دما و ترکیب شیمیایی در تمام نقاط مذاب همگن است بسیار ضعیف و غیر ممکن به نظر می رسد [۶].

مکانیزم دوم که به مکانیزم جوانه زنی شدید<sup>۱</sup> مشهور است توسط دو محقق بنام Ji و Fan در سال ۲۰۰۱ ارائه گردیده است [۶]. این مکانیزم برای حالتی پیشنهاد شده که تلاطم شدید در مذاب وجود داشته باشد، در نتیجه می توان دما و ترکیب شیمیایی را در تمام نقاط همگن فرض نمود. در این حالت سرعت جوانه زنی غیر همگن در مقایسه با حالتی که مذاب به صورت معمول منجمد می شود یکسان است با این تفاوت که در مذاب در حال تلاطم، به دلیل همگن بودن دما در تمام نقاط، تقریباً تمام جوانه های تشکیل شده پایدار می مانند. در عین حال تلاطم شدید منجر به توزیع خوشه ها و نطفه های مستعد برای تشکیل جوانه در کل مذاب می شود، لذا می توان گفت نرخ جوانه زنی موثر در مذاب در حال تلاطم شدید بیشتر است.

در مورد تکه تکه شدن دندریتها، مکانیزمهای مختلفی پیشنهاد شده و لیستی از آنها توسط Flemings ارائه گردیده است [۱]. سه مورد از مهم ترین آنها عبارتند از:

الف) شکست شاخه های دندریتی در اثر اعمال نیروهای برشی ناشی از تلاطم مذاب

<sup>1</sup> Copious nucleation mechanism

در ابتدا تصور می‌شد ذرات جامد اولیه ای که در ساختار آلیاژهای ریخته‌گری شده به روش نیمه جامد مشاهده می‌شوند، ناشی از شکسته شدن شاخه‌های دندریتی در اثر اعمال تنش‌های برشی هستند. تخمین اندازه این نیروهای برشی که ناشی از وجود گرادیان سرعت در راستای یک شاخه دندریتی است کار دشواری می‌باشد. در عین حال باید توجه داشت که دندریت‌ها را به دلیل ابعاد و شرایط رشدشان در ابتدا می‌توان به صورت کریستال‌های نسبتاً کامل فرض نمود، یعنی نابجایی و ترک در آنها به ندرت دیده می‌شود. بنابراین ایجاد یک شکست ساده در شاخه‌های دندریتی به راحتی صورت نمی‌گیرد [۸].

ب) ذوب شدن شاخه‌های دندریتی از ریشه

گفته می‌شود این امر عمدتاً در اثر وقوع فرایند Ripening صورت می‌گیرد. در این فرایند سطح بیرونی دندریت تمایل به کاهش دارد. عواملی همچون افزایش سرعت نفوذ در مایع، نوسانات حرارتی و وجود تنش در ریشه‌های بازوها که همه ناشی از وجود تلاطم در مذاب هستند به انجام فرایند Ripening کمک می‌کنند. همچنین وجود عناصر حل‌شونده بیشتر در ریشه بازوهای دندریتی منجر به کاهش نقطه‌ی ذوب شده و ذوب موضعی را در این قسمت‌ها تشدید می‌کند [۸]. البته برخی از تحقیقات صورت گرفته حاکی از عدم تأثیر فاکتورهایی مانند نوسانات حرارتی یا تنش در ریشه شاخه‌های دندریتی است [۱۳].

ج) نفوذ مذاب به مرزدانه‌های ایجاد شده در شاخه‌های خم شده

این مکانیزم که در شکل ۲-۷ به صورت شماتیک توضیح داده شده است، برای نخستین بار توسط Vogel در سال ۱۹۷۹ پیشنهاد گردید [۶]. بر طبق این مکانیزم تنش‌های موجود در مذاب متلاطم باعث کج شدن شاخه‌های دندریتی می‌گردند. این امر منجر به پیدایش کرنش‌های پلاستیک در شاخه‌ها می‌شود. در اثر این کرنش‌های پلاستیک و به منظور سازگار شدن ساختار کریستالی با شکل هندسی ایجاد شده، نابجایی‌هایی در ساختار شکل می‌گیرند. این نابجایی‌ها در دماهای بالا و در اثر پدیده‌ی تبلور مجدد صعود کرده و منجر به ایجاد مرزدانه‌های با زاویه کم می‌شوند. طبق مشاهدات صورت گرفته در صورتی که میزان اختلاف آرایش ایجاد شده در ساختار از ۲۰ درجه تجاوز کند، انرژی مرزدانه‌های مذکور به بیش از دو برابر انرژی فصل مشترک جامد/مایع افزایش یافته و در نتیجه مذاب می‌تواند به درون آنها نفوذ کند و باعث جدا شدن شاخه‌های دندریتی گردد [۱۴].