

سورة الفاتحة

بسمه تعالی



دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل  
دانشکده مهندسی مواد

بررسی تاثیر پارامترهای فرآیند SIMA بر میکروساختار و خواص

مکانیکی آلیاژ Al-Si

پایان نامه برای اخذ درجه کارشناسی ارشد در رشته  
مهندسی مواد گرایش شناسایی و انتخاب مواد مهندسی

عرفان براتی

استاد راهنما:

دکتر سلمان نوروزی

شهریور ۱۳۹۲

## تأییدیه صحت و اصالت نتایج

اینجانب عرفان براتی به شماره دانشجویی ۸۹۴۱۳۰۰۰۶ دانشجوی رشته مهندسی مواد، مقطع کارشناسی ارشد تأیید می‌نمایم که کلیه نتایج این پایان‌نامه حاصل کار اینجانب و بدون هرگونه دخل و تصرف است و موارد نسخه‌برداری شده از آثار دیگران را با ذکر کامل مشخصات منبع ذکر کرده‌ام. در صورت اثبات خلاف مندرجات فوق، به تشخیص دانشگاه مطابق با ضوابط و مقررات حاکم (قانون حمایت از حقوق مؤلفان و مصنفان و قانون ترجمه و تکثیر کتب و نشریات و آثار صوتی، ضوابط و مقررات آموزشی، پژوهشی و انضباطی. . .) با اینجانب رفتار خواهد شد و حق هرگونه اعتراض در خصوص احقاق حقوق مکتسب و تشخیص و تعیین تخلف و مجازات را از خویش سلب می‌نمایم. در ضمن، مسؤولیت هرگونه پاسخگویی به اشخاص اعم از حقیقی و حقوقی و مراجع ذی‌صلاح (اعم از اداری و قضایی) به عهده اینجانب خواهد بود و دانشگاه هیچ‌گونه مسؤولیتی در این خصوص نخواهد داشت.

نام و نام خانوادگی:

امضا و تاریخ:

## تقدیر و تشکر

پیش از هر چیز باید از استاد مهربان و دلسوزم جناب آقای دکتر نوروزی به پاس راهنمایی‌های ارزنده‌شان سپاسگزاری کنم، هرچند با چند واژه‌ی بی مقدار به زبانی قاصر.

به خانواده‌ی گرامی‌ام که می‌رسم، واژه‌ها گنگ و ناتوان می‌شوند و خودپرستی من در این‌که با نثار واژگان رایگان، خشنودی اندکی جوید پای در گل می‌ماند. بدون دلگرمی‌ها و پشتیبانی‌های فراوان و یکسویه‌ی آن‌ها این کار به سرانجام نمی‌رسید.

در پایان از هم‌پاری و هم‌فکری دوستان عزیزم، آقایان مهندس علی کمالی، مهندس محمد صادق رحیمی و مهندس نیما هاشم‌پناه، دانشجویان دانشگاه صنعتی بابل سپاسگزارم و از ایزد یکتا سلامتی و خرسندی همه‌ی این عزیزان را خواستارم.

## چکیده

فرآیند<sup>1</sup> SIMA یکی از روش‌های متداول تولید قطعاتی با ساختار کروی در شکل‌دهی نیمه‌جامد است. در روش SIMA با اعمال کرنش در ماده‌ی اولیه و سپس گرمایش مجدد ساختار کروی حاصل می‌گردد. در این پژوهش با استفاده از فرآیند SIMA، اثر پارامترهای مؤثر بر مورفولوژی، ریزساختار و میزان سختی آلیاژ آلومینیوم A360 مورد ارزیابی قرار گرفت. متغیرهای مورد بررسی، میزان تغییر شکل اولیه، دما و زمان نگهداری در محدوده‌ی نیمه‌جامد بودند. از آنالیز SEM و EDS برای بررسی ساختار و شناسایی ترکیبات بین‌فلزی استفاده شد. نتایج نشان داد که افزایش تغییرشکل اولیه از ۱۵٪ تا ۲۵٪ باعث کاهش اندازه‌ی دانه و افزایش میزان کرویت ذرات شد. اما تغییرشکل بیشتر از ۲۵٪ اندازه‌ی دانه را افزایش و میزان کرویت ذرات را کاهش داد. با افزایش زمان نگهداری، متوسط اندازه‌ی دانه‌ها افزایش یافت و پس از ۳۵ دقیقه به ۱۲۵ μm رسید. همچنین با افزایش دمای نگهداری، میزان کرویت ذرات و اندازه‌ی سختی ذرات ابتدا افزایش می‌یابد و در ۵۸۰ °C به بیش‌ترین مقدار خود می‌رسد و سپس مجدداً کاهش می‌یابد. شرایط مطلوب برای این روش، تغییر شکل ۲۵٪، دمای نگهداری ۵۸۰ °C و مدت زمان ۲۵ دقیقه انتخاب شده است.

### کلمات کلیدی:

فرآیند SIMA، ساختار کروی، دمای نگهداری، زمان نگهداری، تغییرشکل اولیه، آلیاژ A360

---

<sup>1</sup> Strain Induced Melt Activated

# فهرست مطالب

۱	فصل ۱- مرور بر منابع
۱-۱-۱	مقدمه
۲-۱	تاریخچه
۳-۱	مزایا و محدودیت‌های فرآیندهای نیمه‌جامد
۴-۱	انجماد دندریتی آلیاژهای غیر یوتکتیکی
۵-۱	رئولوژی نیمه‌جامدها
۱-۵-۱	گرانروی نیمه‌جامدها
۲-۵-۱	اثر پارامترهای متالورژیکی بر خواص رئولوژیکی نیمه‌جامدها
۶-۱	ویژگی آلیاژهای (آلومینیم) مورد استفاده برای فرآیند شکل‌دهی نیمه‌جامد
۱-۶-۱	دامنه انجماد مناسب
۲-۶-۱	تغییرات کسر حجمی جامد با تغییر دما
۳-۶-۱	قابلیت گرمایش مجدد شمش نیمه‌جامد
۷-۱	فرآیندهای تولید قطعه از مخلوط نیمه‌جامد
۱-۷-۱	روش مستقیم (فرآیند رئوکستینگ)
۲-۷-۱	روش غیر مستقیم (تیکسوفرمینگ)
۸-۱	مکانیزم‌های شکسته شدن دندریتها و تبدیل به ساختار کروی در فرآیند نیمه‌جامد
۱-۸-۱	تشریح فرآیند شکسته شدن
۲-۸-۱	مکانیزم شکست بازوهای دندریتی
۳-۸-۱	مکانیزم ذوب شدن
۴-۸-۱	مکانیزم به هم پیوستن
۹-۱	روش‌های غیردندریتی کردن ساختار در فرآیند نیمه‌جامد
۱-۹-۱	روش هم‌زن مکانیکی
۲-۹-۱	روش هم‌زدن الکترومغناطیسی (MHD)
۳-۹-۱	روش سطح شیب‌دار خنک‌کننده
۴-۹-۱	فرآیند SIMA
۱۰-۱	مروری بر پژوهش‌های گذشته
۱۱-۱	جمع‌بندی و هدف از تحقیق حاضر
۳۹	فصل ۲- روش تحقیق
۱-۲	روند پژوهش
۲-۲	ذوب و ریخته‌گری آلیاژ
۳-۲	آنالیز حرارتی
۴-۲	روش SIMA
۵-۲	متالوگرافی
۶-۲	سختی سنجی
۴۷	فصل ۳- نتایج و بحث
۱-۳	بررسی منحنی سرد شدن و کسر جامد
۲-۳	بررسی ریز ساختار ریختگی
۳-۳	بررسی ترکیبات بین فلزی
۴-۳	اثر تغییر شکل اولیه

۵۷.....	۳-۴-۱- اثر تغییر شکل اولیه بر ریز ساختار حاصل از ریختگی ثقلی
۵۸.....	۳-۵- اثر تغییر شکل بر ریزساختار حاصل از فرآیند SIMA
۶۱.....	۳-۶- اثر زمان نگهداری بر ریزساختار
۶۴.....	۳-۷- اثر دمای گرمایش مجدد
۶۷.....	۳-۸- سختی بدست آمده از فرآیند SIMA
۶۹	فصل ۴- نتیجه‌گیری و پیشنهادات
۶۹.....	۴-۱- نتیجه‌گیری
۷۰.....	۴-۲- پیشنهادها
۷۱	مراجع

## فهرست شکل‌ها

صفحه

عنوان

- شکل (۱-۱) انجماد آلیاژی غیر یوتکتیکی در حضور شیب دمایی. الف) ترکیب آلیاژ مربوط به نمودار فاز. ب) تصویر طرح‌واره‌ی جبهه‌ی انجماد. ج) تغییرات دما در عرض جبهه‌ی انجماد. د) جدایش مغزه‌بندی [۱]. ..... ۶
- شکل (۲-۱) شماتیک فرآیند رئوکستینگ و تیکسوفرمینگ [۲]. ..... ۱۵
- شکل (۳-۱) شماتیکی از تغییر ساختار در هنگام انجماد با تکان دادن مذاب. الف) شکسته شدن دندریت اولیه؛ ب) رشد دندریتی؛ ج) ساختار رزتی؛ د) به هم رسیدن رزت‌ها؛ و) ساختار کروی [۲]. ..... ۱۹
- شکل (۴-۱) ساز و کار شکسته شدن دندریت‌ها: الف) دندریت بدون تغییر شکل؛ ب) پس از خم شدن؛ ج) تشکیل مرزهای با انرژی زیاد به وسیله‌ی تبلور مجدد؛ د) شکست دندریت به وسیله‌ی آغشته شدن مرز دانه به مذاب. [۲]. ..... ۲۱
- شکل (۵-۱) آلیاژ Sn-15Pb که در مراحل اولیه‌ی انجماد کوئچ شده است. [۲]. ..... ۲۲
- شکل (۶-۱) الف) بعد از تغییر شکل پلاستیک، ساختار دندریتی شکسته شده حاصل می‌شود. ب) تبلور مجدد در هنگام گذر از دمای تبلور مجدد شروع می‌شود. ج) متعاقباً فرآیندهای ذوب شدن و پیوستن به همدیگر و نفوذ مایع در مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته شروع می‌گردد. د) با ادامه‌ی حرارت دهی، اجزاء ذوب شده و تبلور مجدد یافته از دندریت اولیه جدا می‌گردد و بقیه‌ی دندریت‌های ترکیب شده با مذاب محصور در داخل آن‌ها به حالت کروی‌تر تبدیل می‌شود [۲۶]. ..... ۲۳
- شکل (۷-۱) شماتیک فرآیند هم زدن مکانیکی [۱]. ..... ۲۴
- شکل (۸-۱) تصاویر نمادین از هم زدن الکترومغناطیسی؛ الف) جریان عمودی؛ ب) جریان افقی؛ ج) جریان مارپیچ [۲]. ..... ۲۵
- شکل (۹-۱) الف) شماتیک تئوری جدایش بلور؛ ب) اصول اولیه‌ی تولید دوغاب نیمه‌جامد به وسیله‌ی سطح شیب‌دار. [۳۰]. ..... ۲۶
- شکل (۱۰-۱) بیان کننده‌ی مدل تغییر ساختار در فرآیند SIMA: الف) بازوی دندریتی؛ ب) بازوی دندریتی پس از تغییر شکل کم؛ ج) ساختار پس از چرخیدن و کشیده شدن دانه (د) تشکیل دانه‌ی داخلی پس از کشیده شدن؛ و) جدایش دانه‌ها [۳۵]. ..... ۲۸
- شکل (۱۱-۱) شماتیک قالب استفاده شده در فرآیند SIMA [۳۸]. ..... ۲۹
- شکل (۱۲-۱) ریزساختار آلیاژ A356 در  $580^{\circ}\text{C}$  و زمان نگهداری ۱۰ دقیقه پس از کرنش‌های الف) ۱ مرحله؛ ب) ۲ مرحله؛ ج) ۴ مرحله [۳۸]. ..... ۳۰
- شکل (۱۳-۱) نمودار تغییرات فاکتور شکل در زمان‌های نگهداری مختلف [۳۸]. ..... ۳۰
- شکل (۱۴-۱) ساختار به دست آمده از نمونه‌ای که پس از ۱۱٪ تغییر شکل و در دمای  $590^{\circ}\text{C}$  به مدت الف) ۱۵؛ ب) ۲۰؛ ج) ۲۵؛ د) ۳۰ دقیقه نگهداری شده است [۳۹]. ..... ۳۱
- شکل (۱۵-۱) تغییرات فاکتور شکل بر حسب مدت زمان نگهداری در دمای  $590^{\circ}\text{C}$  پس از ۱۱٪ تغییر شکل [۳۹]. ..... ۳۲
- شکل (۱۶-۱) ریز ساختار آلیاژ A356، در شرایط ۶ دقیقه نگهداری در دمای  $615^{\circ}\text{C}$  و با کرنش‌های اولیه‌ی الف) ۳۰٪؛ ب) ۴۵٪؛ د) ۶۰٪ [۴۱]. ..... ۳۴
- شکل (۱۷-۱) شماتیک فرآیند اکستروژن برگشتی الف) حالت اولیه؛ ب) مرحله‌ی اول، اکستروژن برگشتی؛ ج) مرحله‌ی دوم، برگشت فشار؛ د) پایان پاس اول فرآیند [۴۲]. ..... ۳۵
- شکل (۱۸-۱) ذرات فاز سیلیسیم یوتکتیک موجود در ریز ساختار آلیاژ A319 بعد از عملیات حرارتی [۴۴]. ..... ۳۷
- شکل (۱-۲) فلوجارت روند پژوهش ..... ۴۰
- شکل (۲-۲) کوره و سیستم کنترل کننده‌ی دما ..... ۴۱
- شکل (۳-۲) قالب فلزی و قطعه‌ی تولید شده ..... ۴۲
- شکل (۴-۲) درصد تغییر شکل نمونه‌ها الف) ۱۵٪ ب) ۲۰٪ ج) ۲۵٪ د) ۳۰٪ ..... ۴۴
- شکل (۱-۳) منحنی سرد شدن آلیاژ A360 ..... ۴۷
- شکل (۲-۳) تغییرات کسر جامد با دما آلیاژ A360 ..... ۴۸
- شکل (۳-۳) ریزساختار آلیاژ A360 پس از ریخته‌گری ثقلی ..... ۴۹



- شکل (۳-۴) حفره‌ی گازی در نمونه‌ی فرآوری شده به روش SIMA ..... ۵۱
- شکل (۳-۵) تصویر ساختار آلیاژ A360 ..... ۵۲
- شکل (۳-۶) تصاویر آنالیز EDS مربوط به نقاط A, B ..... ۵۳
- شکل (۳-۷) تصاویر آنالیز EDS مربوط به نقاط C و D ..... ۵۴
- شکل (۳-۸) تصویر Map عنصری از ریزساختار آلیاژ A360 پس از فرآیند SIMA ..... ۵۶
- شکل (۳-۹) ریزساختار نمونه‌ی ریخته‌گری شده در الف) پس از اعمال ۱۵٪ کارسرد؛ ب) بدون اعمال کار سرد ولی تحت گرمایش مجدد ..... ۵۷
- شکل (۳-۱۰) ریزساختار آلیاژ در دمای نگهداری  $580^{\circ}\text{C}$ ؛ مدت زمان ۲۵ دقیقه و در تغییر شکل های الف) ۱۵٪؛ ب) ۲۰٪؛ ج) ۲۵٪؛ د) ۳۰٪ ..... ۵۸
- شکل (۳-۱۱) اثر تغییر شکل اولیه روی الف) میانگین اندازه‌ی دانه ب) درصد کرویت دانه‌ها ..... ۶۰
- شکل (۳-۱۲) اثر تغییر شکل اولیه در دمای  $580^{\circ}\text{C}$  و مدت زمان ۲۵ دقیقه، بر عدد سختی ..... ۶۰
- شکل (۳-۱۳) آگلومره شدن (فلش‌های سفید) در تغییر شکل ۳۰٪؛ زمان نگهداری ۳۵ دقیقه و دمای نگهداری  $580^{\circ}\text{C}$  ..... ۶۱
- شکل (۳-۱۴) ریزساختار آلیاژ در میزان تغییر شکل ۲۵٪؛ دمای  $580^{\circ}\text{C}$  و زمان های نگهداری الف) ۱۵ دقیقه ب) ۲۵ دقیقه ج) ۳۵ دقیقه ..... ۶۲
- شکل (۳-۱۵) اثر مدت زمان نگهداری در تغییر شکل ۲۵٪ و دمای نگهداری  $580^{\circ}\text{C}$  بر الف) میانگین اندازه‌ی دانه ب) درصد کرویت دانه‌ها ..... ۶۳
- شکل (۳-۱۶) اثر مدت زمان نگهداری در تغییر شکل ۲۵٪ و دمای نگهداری  $580^{\circ}\text{C}$  بر عدد سختی ..... ۶۳
- شکل (۳-۱۷) ریزساختار آلیاژ در تغییر شکل ۲۵٪ و زمان نگهداری ۲۵ دقیقه در دماهای نگهداری الف)  $570^{\circ}\text{C}$ ؛ ب)  $580^{\circ}\text{C}$ ؛ ج)  $590^{\circ}\text{C}$  ..... ۶۴
- شکل (۳-۱۸) اثر دمای نگهداری در تغییر شکل ۲۵٪ و مدت زمان ۲۵ دقیقه بر الف) میانگین اندازه‌ی دانه ب) درصد کرویت دانه‌ها ..... ۶۶
- شکل (۳-۱۹) اثر دمای نگهداری در تغییر شکل ۲۵٪ و زمان ۲۵ دقیقه بر عدد سختی ..... ۶۶
- شکل (۳-۲۰) ذوب و انجماد مجدد دانه‌های  $\alpha\text{Al}$  در دمای نگهداری  $590^{\circ}\text{C}$  ..... ۶۶
- شکل (۳-۲۱) تصویر SEM تغییرات مورفولوژیکی سیلیسیم یوتکتیک در دمای نگهداری  $590^{\circ}\text{C}$  ..... ۶۷

## فهرست جدول‌ها

- جدول (۱-۱) مقایسه‌ی خواص قطعات تولید شده به روش‌های مختلف ریخته‌گری. ۳-عالی، ۲-خوب، ۱-متوسط صفر-ضعیف [۶] ..... ۵
- جدول (۱-۲) ترکیب شیمیایی شمش استفاده شده و محدوده ترکیب شیمیایی آلیاژ A360 ..... ۴۲
- جدول (۲-۲) پارامترهای مورد مطالعه در تحقیق حاضر ..... ۴۳

# فصل ۱- مرور بر منابع

## ۱-۱- مقدمه

گسترش روزافزون صنعت حمل و نقل زمینی و هوایی و مسائل پیش روی آن، همچنین استفاده از مواد و آلیاژهای با خواص مکانیکی مطلوب و وزن کم، سبب توجه به تولید آلیاژهایی با خواص ویژه شده است. آلیاژهای آلومینیم به سبب فراوانی، سهولت تولید، خواص مکانیکی قابل قبول و خواص فیزیکی مناسب، برای کاربردهای مذکور بسیار مناسب است. آلیاژهای ریختگی آلومینیم-سیلیسیم برای تولید قطعات مورد نیاز در صنایع خودروسازی و هوایی از جمله در تولید قطعات موتورهای احتراقی گزینه‌ی مناسبی محسوب می‌گردد. روش‌های ریخته‌گری نیمه‌جامد (شایان ذکر است که استفاده از نیمه‌جامد غالباً تداعی‌کننده‌ی آلیاژی با ۵۰٪ مذاب و ۵۰٪ جامد، می‌باشد که در فرهنگ‌سازی این فرآیند به غلط جا افتاده است. در حالی که در مسیر فرآیند تولید، نسبت‌های مذاب و جامد، بر حسب نیاز می‌توانند نسبت‌های متفاوتی باشند.) از روش‌های پیشرفته تولید آلیاژها است که از بررسی عمیق در رفتار انجمادی آلیاژها ناشی می‌شود و در آن‌ها فرآوری خاصی روی آلیاژ مورد نظر در ناحیه‌ی دو فازی جامد- مذاب انجام می‌شود. هدف از این عملیات، به دست آوردن ریز ساختار غیر دندریتی<sup>۱</sup> با ذراتی تا حد امکان کروی و با کمترین میزان مذاب به دام افتاده<sup>۲</sup> می‌باشد [۱]. مخلوط نیمه‌جامد حاصل، دارای رفتار سیلان ویژه‌ای می‌باشد که با کنترل فرآیند می‌توان از آن به خوبی در فرآیندهای ریخته‌گری و شکل‌دهی استفاده کرد.

---

<sup>۱</sup> Non – dendritic microstructure

<sup>۲</sup> Entrapped liquid

تنها ۴۲ سال از ایجاد مفهومی به نام فرآیند نیمه‌جامد سپری شده است. امروزه این فرآیند هم از لحاظ علمی و هم از لحاظ اقتصادی بسیار حائز اهمیت است، چراکه محصولات تولیدی علاوه بر تنوع، پیچیدگی اشکال و دقت ابعادی بالا دارای خواص مکانیکی بسیار خوبی هستند. این ویژگی‌ها سبب شده تا این تکنولوژی در سال‌های آینده جایگاه ویژه‌ای به خود اختصاص دهد. رفتار رئولوژیکی منحصر به فرد دوغاب‌های نیمه‌جامد فلزی با ساختار غیر دندریتی سبب شده است که فرآیندهای ریخته‌گری نیمه‌جامد از همان سال‌های آغازین ابداع، به عنوان یکی از روش‌های تولید قطعات حساس و نزدیک به شکل نهایی مد نظر قرار گیرد. با این حال، در سال‌های اولیه، استفاده‌ی صنعتی از فرآیندهای ریخته‌گری نیمه‌جامد با موانعی مواجه بود. به نظر می‌رسد صرف نظر از محدودیت‌های اقتصادی و ناشناخته بودن مکانیزم‌های ایجاد ساختارهای غیر دندریتی، یکی از عوامل مهم در کند بودن توسعه‌ی صنعتی فرآیندهای ریخته‌گری نیمه‌جامد در سه دهه‌ی گذشته زمان طولانی انجام این دسته از فرآیندها باشد. تحقیقات به عمل آمده در دهه‌ی اخیر منجر به ابداع روش‌های متنوعی شده که امکان ایجاد ساختارهای غیر دندریتی را در زمان کوتاه تری فراهم می‌کند [۲]. این امر سبب شده است تا یکی از موانع اساسی در صنعتی شدن فرآیندهای ریخته‌گری نیمه‌جامد برداشته شود.

## ۱-۲- تاریخچه

فرآیند نیمه‌جامد، تکنولوژی نسبتاً جدیدی است. مطالعه روی این فرآیند، برای اولین بار در سال ۱۹۷۱ و در راستای رساله‌ی دکترای اسپنسر<sup>۱</sup> [۳] و تحت نظارت فلمینگ<sup>۲</sup> در MIT<sup>۳</sup> آغاز گردید. در طی آن تحقیق، اسپنسر به این نتیجه رسید که برش و شکستن دندریتهای موجود در یک آلیاژ نیمه‌جامد، منجر به بروز رفتار تیکسوتروپیک<sup>۴</sup> (کاهش ویسکوزیته در اثر اعمال تنش برشی) در یک آلیاژ نیمه‌جامد می‌شود [۳ و ۱]. هدف اصلی در ریخته‌گری با این روش از بین بردن بعضی از عوارض نامطلوب در لحظه‌ی

<sup>1</sup> Spenser

<sup>2</sup> Fleming

<sup>3</sup> Massachusetts Institute of Technology

<sup>4</sup> Thixotropic

انجماد و دسترسی به ساختاری مطلوب می‌باشد. در ریخته‌گری‌های معمول آلیاژ از دمای بارریزی تا ایجاد شکل نهایی به‌طور پیوسته سرد می‌شود که سرعت سرد کردن یکی از عوامل اصلی در تعیین اندازه‌ی دانه و ساختار نهایی قطعه است. ولی فرآیند ریخته‌گری مخلوط مذاب - جامد، فرآیندی است که در منطقه‌ی دو فازی انجام می‌شود. تحقیقات جدید روش‌های نوینی جهت کاهش هزینه‌ی تولید و سادگی فرآیند ریخته‌گری نیمه‌جامد معرفی می‌کند [۴ و ۱]. در فرآیند ریخته‌گری معمول، با ورود مذاب به قالب ریخته‌گری، انجماد با خروج حرارت از دیواره‌ی قالب صورت می‌گیرد. در این حالت مورفولوژی فصل مشترک جامد - مذاب، دندریتی بوده و انجماد با پیدایش عیوب ساختاری هم‌چون جدایش‌های میکروسکوپی و حفرات انقباضی همراه است که افت خواص مکانیکی به دنبال خواهد داشت. در فرآوری نیمه‌جامد آلیاژهای فلزی با هدف کنترل و اصلاح اجزای ریز ساختار مواد حین انجماد، از سویی کیفیت متالورژیکی ماده و محصول تولیدی افزایش یافته، از سوی دیگر با بهبود قابلیت فرآوری ماده امکان بهبود فرآیند و کاهش هزینه‌ها فراهم می‌شود. از سال ۱۹۷۱ تا کنون، تحقیقات زیادی روی روش‌های تولید قطعات با استفاده از فرآیند نیمه‌جامد انجام گرفته است که عمده‌ی این تحقیقات بر مبنای نحوه‌ی ایجاد ساختار هم‌محور و غیر دندریتی در حالت نیمه‌جامد بوده است. اما استفاده‌ی وسیع (در مقیاس صنعتی) از این روش از سال ۱۹۹۶ آغاز شد یعنی زمانی که صنایع اتومبیل به قطعاتی با کارکرد طولانی، قابل اعتماد و سبک وزن (که با روش‌های معمول ریخته‌گری تحت فشار قابل تولید نیستند) نیاز پیدا کردند [۵].

دردهه‌ی اخیر در رابطه با آلیاژهای فولادی کارهای خوبی صورت گرفت اما محدودیت دمای ذوب بالا و مشکلات انجمادی در تولید این آلیاژها و همچنین نیاز روزافزون صنایع هوافضا و خودروسازی به آلیاژهای سبک، نوع ماده‌ی اولیه‌ی فرآیند به سمت آلیاژهای آلومینیوم و آلیاژهای منیزیم سوق یافته است [۵].

### ۱-۳- مزایا و محدودیت‌های فرآیندهای نیمه‌جامد

شکل‌دهی نیمه‌جامد نسبت به فرآیند ریخته‌گری مرسوم، دارای مزایایی چون کاهش جدایش‌های درشت و عیوب انقباضی ناشی از انجماد و همچنین دمای پایین تولید است. به طور مثال از جمله مشکلات اساسی برای آلیاژهای مورد استفاده در فرآیند تحت فشار، حضور حفرات انقباضی در نمونه تولید شده است که می‌توان این مشکل را در حالت شکل‌دهی نیمه‌جامد بر طرف نمود.

نسبت به فرآیندهای شکل‌دهی مکانیکی جامدات، فرآیند شکل‌دهی نیمه‌جامد نیازمند نیروی کمتر حین شکل‌دهی است. قطعات تولیدی در شکل‌دهی نیمه‌جامد دارای ساختارهای غیر دندریتی و کروی هستند و نسبت به قطعات ریخته‌گری دارای خواص مکانیکی مطلوب‌تری هستند. بنابراین مهم‌ترین مزایای فرآیند ریخته‌گری نیمه‌جامد در مقایسه با دو روش مرسوم ریخته‌گری ثقلی و شکل‌دهی جامد را می‌توان در موارد زیر خلاصه کرد [۳]:

۱- کاهش حفرات گازی بدلیل پر شدن لایه‌ای<sup>۱</sup>

۲- حفرات انقباضی کمتر به دلیل حضور کسر جامد

۳- امکان ریخته‌گری آلیاژهای کارپذیر با استحکام بالا

۴- طولانی‌تر شدن عمر قالب

۵- امکان تولید قطعات نزدیک به شکل نهایی<sup>۲</sup>

در جدول (۱-۱) روش‌های مختلف ریخته‌گری از نقطه نظر عیوب و خواص قطعات تولیدی با یکدیگر مقایسه شده‌اند [۵].

<sup>۱</sup> Laminar filling

<sup>۲</sup> Near net - shape

جدول (۱-۱) مقایسه‌ی خواص قطعات تولید شده به روش‌های مختلف ریخته‌گری. ۳-عالی، ۲-خوب، ۱-متوسط صفر-ضعیف [۶]

خواص	دایکست تحت فشار زیاد <sup>۱</sup>	ریخته‌گری تحت فشار <sup>۲</sup>	تیکسوکست	رئوکست	دایکست تحت فشار کم <sup>۳</sup>
حفرات گازی و انقباضی	۱	۲	۳	۳	۲
جدایش	۲	۱	۲	۲	۲
خواص مکانیکی	۰	۲	۳	۳	۱
ترک گرم	۰	۱	۳	۳	۲
سیالیت فلز	۳	۳	۲	۲	۲
عمر قالب	۲	۱	۳	۳	۰
هزینه‌ی تولید	۳	۱	۰	۲	۳
جمع کل	۱۱	۱۱	۱۶	۱۸	۱۲

با توجه به جدول (۱-۱) باید خاطر نشان کرد که فرآیندهای نیمه‌جامد دارای مزایای بسیار برجسته‌ای هستند ولی با توجه به نوع فرآیند محدودیت‌هایی نیز دارد. به‌طور مثال در روش تیکسوکست نیاز به عملیات ذوب جزئی است که باعث افزایش مصرف انرژی می‌شود.

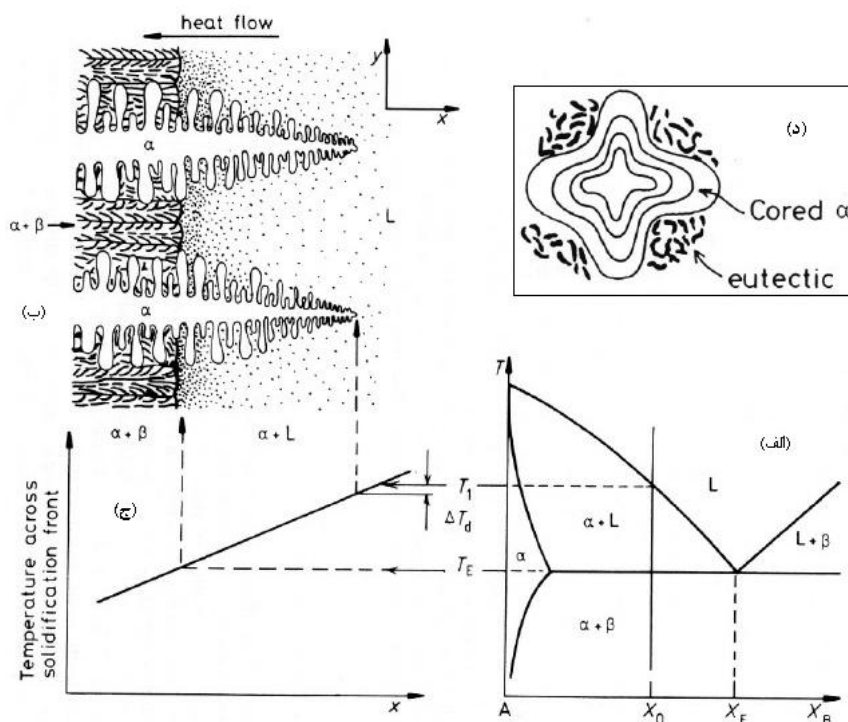
<sup>۱</sup> High pressure die casting (HPDC)

<sup>۲</sup> Squeeze casting

<sup>۳</sup> Low pressure die casting (LP)

#### ۴-۱- انجماد دندریتی آلیاژهای غیر یوتکتیکی

انجماد قطعات ریختگی و شمش‌ها می‌تواند به صورت دندریتی یا هم‌محور باشد. وقتی ترکیب شیمیایی آلیاژی مطابق شکل (۱-۱) از ترکیب یوتکتیک تعادلی ( $X_E$ ) فاصله می‌گیرد، انجماد معمولاً در نزدیکی  $T_1$ ، به دلیل برخورداری از تحت انجماد ترکیبی با تشکیل دندریتهای اولیه آغاز می‌شود. با ضخیم‌تر شدن دندریتهای عنصر حل شده به درون مذاب باقی مانده دفع می‌شود تا هنگامی که ترکیب آن به  $X_E$  برسد و با ترکیب یوتکتیکی منجمد شود. در حضور شیب دمایی اندک، جبهه‌ی انجمادی تشکیل می‌شود که شبیه شکل (۱-۱ ب) است. نوک دندریتهای  $T_1$  و جبهه‌ی یوتکتیک که به احتمال زیاد ساختار سلولی دارد به  $T_E$  نزدیک است [۲].



شکل (۱-۱) انجماد آلیاژی غیر یوتکتیکی در حضور شیب دمایی. الف) ترکیب آلیاژ مربوط به نمودار فاز. ب) تصویر طرح‌واره‌ی جبهه‌ی انجماد. ج) تغییرات دما در عرض جبهه‌ی انجماد. د) جدایش مغزه‌بندی [۱]



در نبود نفوذ در حالت جامد، مرکز دندریتها که در نزدیکی  $T_1$  منجمد می‌شوند کمتر از لایه‌های خارجی که در دماهای به تدریج پایین‌تری منجمد می‌شوند، عنصر حل شده دارد. در این حالت جدایش میکروسکوپی مغزه‌بندی<sup>۱</sup> (شکل ۱-۱-۵)، در اثر وجود اختلاف غلظت بین مرکز و سطح خارجی بازوهای دندریتی اتفاق می‌افتد. این امر در موارد حاد خود می‌تواند منجر به تشکیل فاز ثانویه در بین بازوهای دندریتی شود [۲].

برای رفع مشکل جدایش در قطعات ریختگی، فرآیند عملیات حرارتی همگن‌سازی مطرح است. اما این فرآیند ضمن دارا بودن مشکلات متالورژیکی خاص خود، بسیار زمانبر و در مواردی غیر اقتصادی است. استفاده از مقدار زیاد جوانه‌زا نیز عملی است که ضمن کاهش عیوب انقباضی میزان جدایش را کاهش می‌دهد. روش دیگر حذف عیوب مذکور در قطعات ریختگی از بین بردن دندریتها و تبدیل آنها به ذرات جامد کروی است. این امر امروزه در فرآیندهای نیمه‌جامد بطور گسترده‌ای مورد بهره‌برداری قرار گرفته است.

اساس فرآیندهای نیمه‌جامد بر این امر استوار می‌باشد که رشد دندریت را محدود نموده تا به یک ساختار غیر دندریتی و یا کروی و با توزیع مناسب دست یافت.

## ۱-۵- رئولوژی نیمه‌جامدها

در کلیه فرآیندهای شکل‌دهی نیمه‌جامدها، رفتار جریان شناسی<sup>۲</sup> نیمه‌جامدهای فلزی که تحت برش و تغییر شکل قرار می‌گیرند، بسیار مهم است و می‌توان احتمال داد که نزدیک به ۸۰ درصد خواص قطعات تولید شده با این فرآیندها، تحت تاثیر رفتار شکل‌پذیری نیمه‌جامد فلزی در حین برش در فرآیند است. در واقع در کلیه این روش‌ها، ریزساختار باید حاوی ذرات فاز اولیه ریز و کروی (گلوبولی) با توزیع یکنواخت در زمینه باشد تا رفتار رئولوژیکی مناسبی در حین فرآیندهای شکل‌دهی نیمه‌جامد ایجاد شود.

<sup>1</sup> Coring Microsegregation

<sup>2</sup> Rheology

بر اساس تحقیقات انجام گرفته طی ۴۲ سال پس از کشف فرآیندهای نیمه جامد، مشخص شده است که در فرآیندهای شکل دهی فلزات در حالت نیمه جامد، عواملی نظیر تنش برشی اعمال شده، دما و زمان اعمال تنش برشی، ابعاد نمونه و همچنین مشخصات ذرات جامد موجود در آلیاژ نیمه جامد فلزی از قبیل اندازه، مورفولوژی، توزیع و کسر جامد به شدت روی خواص و رفتار رئولوژیکی و خواص تیکسوتروپی نیمه جامد فلزی اثر گذار است [۷]. در همین راستا تحقیقاتی در زمینه‌ی ارائه و توسعه‌ی روش‌های ساخت مواد اولیه‌ی مطلوب جهت انجام فرآیندهای شکل دهی نیمه جامد انجام شده است [۷ و ۸].

#### ۱-۵-۱- گرانروی نیمه جامدها

گرانروی مهمترین پارامتر در رئولوژی آلیاژهای نیمه جامد فلزی است. نقش گرانروی مشابه با مفهوم سیالیت در فلزات مایع و مدول برشی در جامدات است. این پارامتر قابلیت توزیع نیمه جامد فلزی در قالب و نیروی مورد نیاز برای تغییر شکل و سیلان نیمه جامد را تعیین می‌کند. از دیدگاه ریخته‌گری، گرانروی معادل با خصوصیت پرکنندگی سیال در داخل قالب می‌باشد به طوری که گرانروی کمتر باعث حرکت بهتر ماده در داخل قالب می‌شود. گرانروی کمتر منجر به سهولت تولید قطعات با ضخامت کم با میزان حجم برگشتی کم و صرف انرژی پایین تر می‌شود [۲].

#### ۱-۵-۲- اثر پارامترهای متالورژیکی بر خواص رئولوژیکی نیمه جامدها

در این قسمت نحوه‌ی اثرپذیری خواص رئولوژیکی نیمه جامدها به وسیله‌ی متغیرهای متالورژیکی به اختصار بیان می‌گردد.

#### • کسر جامد

یکی از پارامترهای مهمی که روی گرانروی نیمه جامدها اثرگذار است، کسر جامد فاز اولیه می‌باشد. برای مثال دندریته‌های فاز  $\alpha$  در آلیاژهای Al-Si، فاز اولیه محسوب می‌شوند. کسر جامد را می‌توان با استفاده از روش‌های آنالیز حرارتی [۹]، رسم منحنی‌های مقدار کسر جامد بر حسب دما از روی نمودار فازی آلیاژ

[۱۰] و آنالیز تصاویر به دست آمده از ریزساختار [۱۱] به دست آورد. به طور کلی در شرایط یکسان با افزایش کسر جامد مقدار گرانیوی نیز افزایش می‌یابد. پایین بودن مقدار کسر جامد، به معنی کوچکتر و کم بودن تعداد ذرات جامد فاز اولیه در زمینه‌ی آلیاژ مذاب می‌باشد. بنابراین در مخلوط‌های با کسر جامد پایین، درصد بیشتر وزن مخلوط را فاز مذاب تشکیل می‌دهد. این مسئله، باعث کاهش گرانیوی مخلوط در مقادیر کسر جامد پایین می‌شود.

#### • مورفولوژی فاز اولیه

مورفولوژی فاز اولیه اثر قابل توجهی بر خواص رئولوژیکی مخلوط‌های نیمه‌جامد دارد [۶]. براساس تحقیقات انجام شده در کسر جامد ثابت، ساختارهای دندریتی مقاومت به جریان خیلی بالاتری نسبت به ساختارهای هم محور و کروی از خود نشان می‌دهند. در حقیقت، ذرات گلوبولی نسبت به ذرات دندریتی در حین اعمال نیروی خارجی، راحت تر نسبت به هم جابه‌جا می‌شوند و ذرات دندریتی بیشتر در هم قفل شده و با تولید دسته‌ای دندریتی بزرگ باعث مقاومت در برابر جریان می‌گردند. به علاوه از همان ابتدا که تحقیقات روی نیمه‌جامدها آغاز گشت، محققان به این نتیجه رسیدند که ساختارهای غیردندریتی خواص رئولوژیکی بهتری دارند [۱]. در موارد زیادی نشان داده شده است که برای هر آلیاژی، یک ریزساختار شامل ذرات کروی، برای دستیابی به شرایط مناسب شکل‌دهی نیمه‌جامد مورد نیاز است. عموماً اندازه‌ی دانه زیر ۱۰۰ میکرومتر در حالت نیمه‌جامد سبب اطمینان از جریان یکنواخت ماده به درون قالب می‌شود. فاکتور شکل نزدیک به واحد نیز در تعیین ویژگی‌های رئولوژیکی آلیاژ نیمه‌جامد اهمیت به‌سزایی دارد. این پارامتر به فرآیند به‌کار رفته در تولید شمش نیمه‌جامد بستگی دارد. فاکتور شکل نسبت به اندازه‌ی کره‌های به‌وجود آمده اهمیت بیشتری دارد [۱]. بنابراین درک مناسب از اثر مورفولوژی ذرات روی رفتار رئولوژیکی تنها از دیدگاه علمی مورد علاقه نیست، بلکه در توسعه‌ی فرآیندهای نیمه‌جامد و مباحث صنعتی نیز از اهمیت بسیاری برخوردار می‌باشد.

- اندازه‌ی ذرات فاز اولیه و توزیع آن‌ها

انتظار می‌رود در ریزساختارهایی با ذرات ریزتر به علت حرکت راحت‌تر آن‌ها در مذاب، گرانروی کاهش پیدا نماید. توزیع یکنواخت ذرات مجزا در داخل مخلوط نیمه‌جامد نیز بر خواص مکانیکی، رئولوژیکی و گرانروی نیمه‌جامد اثرگذار است. به طوری که هر چه فاز جامد ریزتر و از توزیع یکنواخت‌تری برخوردار باشد، خواص رئولوژیکی و مکانیکی مطلوب‌تری حاصل می‌گردد [۱۲].

- ترکیب شیمیایی آلیاژ

اثر عناصر آلیاژی روی کاهش اندازه‌ی دانه‌ها و متعاقب آن بهبود خواص مکانیکی محصولات ریخته‌گری، یک حقیقت کاملاً پذیرفته شده است [۱۳]. ترکیب شیمیایی آلیاژ به طور مستقیم روی درصد فاز اولیه منجمد شده در نیمه‌جامد اثرگذار است. اعتقاد کلی بر این است که عناصر آلیاژی روی رشد دانه‌ها دخالت نموده و شرایط مورد نیاز برای جوانه‌زنی جامد جدید را فراهم می‌نمایند. در حین انجماد، در جلوی جبهه‌ی انجماد لایه‌ای غنی از عناصر حل‌شونده تشکیل می‌شود و در اثر آن دمای انجماد مذاب در جلوی فصل مشترک، کمتر از دمای واقعی انجماد می‌گردد. این پدیده عامل ایجاد و رشد ساختار دندریتی می‌باشد. به عبارت دیگر با کنترل ترکیب شیمیایی آلیاژ (نوع و درصد عناصر محلول در جلوی فصل مشترک)، مورفولوژی فاز اولیه و رشد دندریت‌ها و جوانه‌های فاز جامد را می‌توان کنترل نمود.

- کسر مذاب محبوس

مذاب محبوس یک ویژگی متفاوت روش تیکسوکستینگ است. روش تیکسو بر مبنای سه مرحله فرآیند است که مرحله‌ی اول شامل آماده‌سازی مواد اولیه با ساختار غیردندریتی/کروی و یا هم‌محور (یا این که پتانسیل تبدیل شدن به یک ساختار هم‌محور را در فرآورش بیشتر داشته باشد) است. مرحله‌ی دوم، گرمایش مجدد مواد اولیه با دمایی بین لیکوئیدوس و سالییدوس (منطقه‌ی نیمه‌جامد) برای ایجاد ساختار نیمه‌جامد می‌باشد. مرحله‌ی نهایی شکل‌دهی فلز نیمه‌جامد است که خاصیت تیکسوتروپیک دارد. در حین