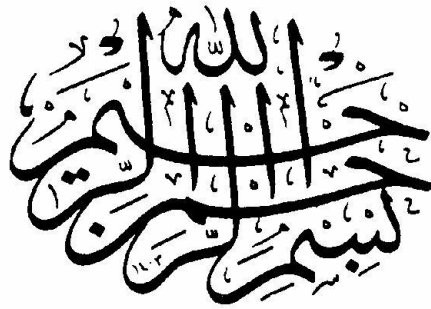




دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

پروژه درس انجماد پیشرفته

بررسی فرایندهای نیمه جامد در تولید آلیاژهای منیزیم



چکیده:

روش های تولید در حالت نیمه جامد روشهای نوینی در تولید قطعات فلزی هستند که مزایای خود را بر روشهای تولید در حالت کاملاً مذاب (ریخته‌گری) و شکل دادن جامد نشان داده اند. در شکل دادن فلز نیمه جامد، ابتدا با استفاده از فرآیندهای ریخته‌گری، ساختاری حاصل می نمایند، که دیگر حالت دندریتی نداشته و این خود باعث تغییر کلی در خواص فلز می گردد. سپس با استفاده از یکی از روشهای شکل دادن فلز جامد می توان این فلز را که مقاومت ناچیزی به تغییر شکل دارد، به شکل موردنظر در آورد. این مجموعه عملیات نه در درجه ی حرارت فوق‌گداز و نه حالت جامد صورت می گیرد، بلکه فاصله ی مذاب – جامد (دامنه ی انجماد) محدوده ای درجه ی حرارتی است که چنین شرایطی را می تواند فراهم آورد. از این لحاظ معمولاً این روش را برای شکل دادن آلیاژهایی با دامنه ی انجماد زیاد به کار می برند، اگر چه برای آلیاژهای با دامنه ی کم نیز قابل استفاده است. فرآیند شکلدهی نیمه جامد تکنولوژی نسبتاً جدیدی است، که بر خلاف روشهای معمول شکلدهی فلزات که در آنها از فلز کاملاً مذاب و یا کاملاً جامد استفاده می شود، با مخلوطهای نیمه جامد فلزات سر و کار دارد که در آنها ذرات ریز جامد غیر دندریتی در زمینه ی مایع پراکنده اند. فرایند ریخته‌گری در حالت نیمه جامد به عنوان روشی نوین در تولید آلیاژی های آهنی و غیر آهنی مطرح است.

فهرست:

صفحه	عنوان
۴	۱- مقدمه
۶	۲- ریخته‌گری نیمه جامد
۶	۳- فرآیندهای تولید قطعه به روش نیمه جامد
۷	۳-۱- رنوکت
۸	۳-۲- تیکسوکست
۱۰	۴- انواع روش های تولید مخلوط نیمه جامد
۱۱	۴-۱- روش جدید رنوکت (NRC)
۱۲	۴-۲- روش هم زدن مکانیکی (MC)
۱۴	۴-۳- هم زدن با استفاده از روش های مغناطیسی (MHD)
۱۵	۴-۴- روش هم زدن فراصوتی
۱۵	۴-۵- روش سطح شیب دار خنک کننده
۱۶	۴-۶- روش اسپری کردن
۱۷	۴-۷- روش ریزدانه کردن
۱۷	۴-۸- روش غلطک سردکننده برشی (SCR)
۱۸	۴-۹- روش گلوله های نسوز
۱۹	۴-۱۰- روش ذوب القاشده توسط کرنش (SIMA)
۲۰	۴-۱۰-۱- پارامترهای مؤثر در فرآیند SIMA
۲۰	۴-۱۰-۱-۱- درصد تغییر شکل
۲۲	۴-۱۰-۱-۲- دمای اعمال تغییر شکل
۲۲	۴-۱۰-۱-۳- سرعت سردکردن
۲۲	۵- بررسی دو فرآیند SIMA و هم زدن مکانیکی مذاب در آلیاژ منیزیم AZ91D
۲۲	۵-۱- هم زدن مکانیکی
۲۴	۵-۲- SIMA
۲۶	۶- مکانیزم های تاثیرگذار بر ایجاد ساختار نهایی آلیاژ منیزیم AZ91D
۲۶	۶-۱- شکستن ذوبی دندریت های ثانویه
۲۷	۶-۲- تورم مجدد
۲۹	۶-۳- کروی شدن ذرات جامد
۳۱	۶-۴- رشد دانه های کروی (رشد استوالد)
۳۵	۷- تأثیر عوامل تولید روی خواص دوغاب و قطعه تولیدی آلیاژ منیزیم
۳۵	۷-۱- اثر جنس قالب
۳۸	۷-۲- اثر ترکیب شیمیایی

- ۳-۷- مدت زمان نگهداری دوغاب ۳۹
- ۴-۷- دمای تولید دوغاب ۴۰
- ۵-۷- اثر تغییر فرم و کار سرد ۴۱
- ۸- طریقه تبدیل مورفولوژی دندریتی به گلبولی در حالت کلی فرآیند نیمه جامد ۴۳
- ۱-۸- نظریه خردشدن بازوهای دندریت ۴۳
- ۲-۸- ذوب ریشه بازوهای دندریت ۴۴
- ۳-۸- مکانیزم رشد کنترل شده ۴۴
- ۴-۸- مکانیزم به هم پیوستن ۴۵
- ۹- عوامل تأثیرگذار بر فرآیندهای نیمه جامد ۴۵
- ۱-۹- کسر حجمی جامد ۴۵
- ۲-۹- سرعت سردکردن ۴۶
- ۳-۹- سرعت و مدت زمان برش ۴۶
- ۴-۹- ویسکوزیته ۴۷
- ۵-۹- میزان کرویت ذرات جامد ۴۸
- ۱۰- مواد مصرفی در فرآیند نیمه جامد ۴۹
- ۱۱- مزایای ریخته گری نیمه جامد ۵۰
- ۱۲- معایب ریخته گری نیمه جامد ۵۱
- ۱۳- کاربردها ۵۲
- ۱۴- منابع ۵۳

۱- مقدمه:

در چند دهه اخیر آلیاژهای منیزیم به خاطر دارابودن خواصی مثل وزن سبک و استحکام نسبتاً بالا مورد توجه قرار گرفته اند. از دیگر مزیت های آلیاژها نقطه ذوب و آنتالپی ذوب پایین آنها می باشد که باعث می شود که تهیه مذاب آنها نسبتاً ساده باشد. همچنین با کنترل دقیق ترکیب شیمیایی می توان، آلیاژهای با مقاومت به خوردگی بسیار خوب بدست آورد. آلیاژ AZ91D یکی از این آلیاژها می باشد.

بدلیل نسبت استحکام به چگالی بالا، کاربرد عمده آلیاژهای منیزیم در قطعات اتومبیل و قطعات مورد استفاده در صنایع هوا-فضا می باشد زیرا کاهش دانسیته، موجب کاهش اینرسی شده و انرژی مورد نیاز برای رسیدن وسیله متحرک به شتاب مورد نظر، کاهش می یابد.

با وجود مزایای گفته شده، تولید گسترده قطعات از جنس آلیاژهای منیزیم به روش ریخته گری، مشکلاتی به همراه دارد. از جمله این مشکلات می توان به عیوبی مثل مک های گازی، عدم پیوستگی قطعات، وجود آخال های اکسیدی و... اشاره کرد که جمعا به افت خواص مکانیکی قطعه منجر می شوند. منیزیم فازی به شدت فعال است و ذوب و ریخته گری آن و آلیاژهای آن می تواند با اکسیداسیون شدید یا حتی احتراق همراه باشد. لذا باید ملاحظات ویژه ای جهت جلوگیری از مشکلات فوق در نظر گرفته شود.

طی دو دهه اخیر، با گسترش فرایندهای شکل دهی فلزات و آلیاژها در حالت نیمه جامد، متخصصان به تولید قطعات از جنس آلیاژهای منیزیم با بکارگیری فرایندهای نیمه جامد روی آوردند. در این روش، آلیاژ بصورت مخلوط همگنی از مذاب و جامد در میآید که حالت خمیری دارد و این ماده خمیری شکل تحت عملیات شکل دهی قرار می گیرد. این شیوه دارای مزایایی است که در متن به آن پرداخته شده است. (۹)

آلیاژهای پایه منیزیم که در مقیاس صنعتی با استفاده از فرایندهای نیمه جامد شکل دهی می شوند، AM60, AM50, AZ91D محدود شده اند که ما در اینجا عمدتاً روی آلیاژ AZ91D بحث خواهیم کرد.

ترکیب شیمیایی این آلیاژ در جدول ۱ قابل مشاهده است. (۹)

	Al	Zn	Mn	Be	Si	Cu	Fe	Ni	Mg
AZ91D	8.3-9.7	0.35-1.0	0.15-0.2	0.0014	0.031	0.0049	0.0011	0.002	Balance

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ ریختگی نیمه جامد منیزیم AZ91D

انجماد دندریتی معمولترین نوع انجماد در قطعات ریختگی است. در این فرایند، از روی هر یک از جوانه های موجود در مذاب، یک شاخه ستونی جوانه زده و در جهات طولی و عرضی رشد می نماید و سپس بازوهای ثانویه ای از آن منشعب میشوند. این پدیده ادامه میابد تا نهایتاً بازوها به هم پیوسته و یک شبکه کریستالی موسوم به دانه به وجود آید. از طرفی هنگامی که رشد دندریتی در حجم زیادی از ماده، بطور مداوم انجام گیرد، ساختار بدست آمده به شدت انیزوتروپ خواهد بود. در این حالت جدایش میکروسکوپی مغزه بندی در اثر وجود اختلاف غلظت بین مرکز و سطح خارجی بازوهای دندریتی اتفاق می افتد. این امر در موارد حاد خود میتواند منجر به تشکیل فاز ثانویه در بین بازوهای دندریتی شود. (۱)

برای رفع مشکل جدایش در قطعات ریختگی، یکی از راه حل های حذف عیوب موجود در قطعات ریختگی، از بین بردن دندریتها و تبدیل آنها به ذرات جامد کروی است. این امر امروزه در فرآیندهای نیمه جامد بطور گسترده ای مورد بهره وری قرار گرفته است. (۱)

فرآیند ریخته گری و شکل دهی در حالت نیمه جامد در چند دهه اخیر به عنوان یک روش موفق و قابل اعتماد جهت ساختن قطعاتی با ابعاد نزدیک به نهایی و ریزساختار یکنواخت مورد توجه قرار گرفته است. (۳)

در این تحقیق نیز پس از ارایه مختصری از تاریخچه ریخته گری نیمه جامد و معرفی 10 شیوه ایجاد ساختار غیر دندریتی، شیوه های همزدن مکانیکی و SIMA به طور خاص در مورد منیزیم بررسی شده است. بعد از آن به طور اجمالی نحوه تبدیل ساختار دندریتی به کروی مطرح شده و نهایتاً مواد مصرفی در این فرآیند و مزایا و معایب و برخی از کاربردهای این روش بررسی شده است.

۲- ریخته گری حالت نیمه جامد چیست؟

ماده اولیه مصرفی فرآیند و نیز روش تهیه آن به علاوه نحوه شکل دهی این مواد، مهمترین مشخصات کلیدی به منظور شناخت روش نیمه جامد هستند.

ماده اولیه مصرفی این فرآیندها متفاوت از ماده اولیه سایر روشهای معمول میباشد، چون بر خلاف روشهای ریخته گری معمولی (که از مذاب به عنوان ماده اولیه استفاده میکنند) و روشهای فورج و نورد (که ماده شروع کننده دارای حالت جامد است)، ماده اولیه مصرفی فرآیند نیمه جامد، دوغاب فلزی نیمه جامد-نیمه مذاب می باشد؛ به بیان بهتر در این فرآیندها، مخلوطی متشکل از ذرات جامد غیر دندریتی پخش شده در فاز مذاب فلزی به عنوان ماده شروع کننده فرآیند مورد استفاده قرار می گیرد. (۱)

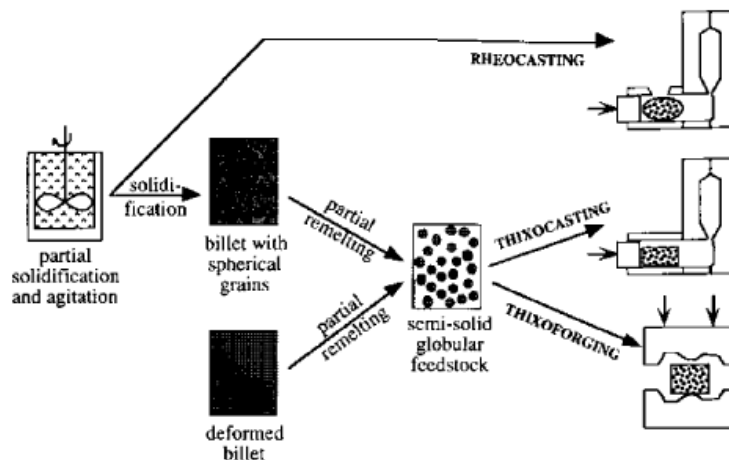
۳- فرایندهای تولید قطعه به روش نیمه جامد:

به طور کلی روشهای ریخته گری نیمه جامد به دو بخش کلی تقسیم می شوند که عبارتند از:

۱- ریخته گری قطعات به روش رئوکست.

۲- ریخته گری قطعات به روش تیکسوکست یا خورجینگ مخلوط جامد و مذاب که تصویر شماتیک آن در

شکل ۱ داده شده است. (۳)



شکل ۱- تصویر شماتیک فرایندهای مختلف جهت تولید قطعات به روش نیمه جامد

۳-۱- روش رئوکست:

در سال های ابتدایی ابداع فرآیند ریخته گری نیمه جامد ، تمامی روش ها برای تغییر مورفولوژی ذرات به سمت مورفولوژی غیر دندریتی ، با اعمال تنش های مکانیکی بر روی مذاب در حال انجماد و شکستن ساختار دندریتی حاصل می شد. فرایند رئوکستینگ تلفیقی از دو فرایند ریخته گری و شکل دادن فلز در حالت نیمه جامد است . زیرا که ذوب قبل از رسیدن به دهانه قالب ، در همزن به صورت مخلوط نیمه جامدی با ذرات کروی تبدیل شده است . همچنین لازم به ذکر است که دمای ریختن در این حالت حدود ۱۰۰ درجه کمتر از ریخته گری معمولی است. با این حال در سالهای اخیر ایجاد ساختارهای نیمه جامد با استفاده از روش هایی غیر از همزدن مکانیکی مذاب در حین انجماد ، بیشتر مورد توجه قرار گرفته است . دلیل این امر طولانی بودن زمان تولید دوغاب نیمه جامد با روش همزدن مکانیکی و همچنین لزوم استفاده از تجهیزات گرانیقیمت و بعضاً آلودگی مذاب در تماس با همزن می باشد . اساس اکثر فرآیند های غیر تلاطمی ایجاد شرایط مناسب برای جوانه زنی شدید و در نتیجه متوقف کردن یا کاهش میزان رشد دندریتی در مراحل ابتدایی انجماد است . در چنین شرایطی ساختار نهایی دارای دانه های ریزی بوده که کمتر دندریتی هستند و امکان کروی شدن آنها در زمان کوتاه تری وجود دارد. (۳)

روش SSR، روشی جدید در ریخته گری نیمه جامد آلیاژ های فلزی می باشد . در این روش ساختار غیر دندریتی مورد نیاز، با تشدید جوانه زنی در مراحل اولیه انجماد و کنترل رشد ذرات اولیه ایجاد شده در ادامه ی انجماد حاصل می شود. در واقع با فراهم آوردن امکان جوانه زنی شدید در ابتدای انجماد، شرایط لازم جهت رشد کروی ایجاد می کند . این فرآیند چهار مرحله دارد:

۱- ذوب آلیاژی در بوته و نگه داشتن مذاب در یک فوق گداز کم

۲- فرو بردن یک همزن سرد در حال چرخش برای مدت زمان کوتاهی به داخل مذاب

۳- خارج کردن همزن از مذاب پس از افت دمای مذاب تا زیر دمای لیکوئیدوس و صبر کردن تا درصد جامد دوغاب نیمه جامد به مقدار مورد نظر برسد.

۴- نهایتاً ریخته گری دوغاب به داخل قالب . سرعت سرد شدن در مرحله ۴ (سرد شدن ثانویه) چندده برابر

بیشتر از سرعت سرد شدن در دو مرحله قبل است. تاکنون اکثر تحقیقات در رابطه با تأثیر سرعت سرد شدن، بر روی سرعت سرد شدن اولیه متمرکز شده و اطلاعات کمتری در رابطه با اثر سرعت سرد شدن ثانویه بر ساختار های رئوکست یافت می شود. این در حالی است، که تحقیقات اخیر حاکی از آن است که سرعت سرد شدن ثانویه نقش مهمتری را در حصول ساختار مناسب برای ریخته گری نیمه جامد دارد. (۳)

۱- در یک سرعت سرد شدن ثانویه مشخص، ذرات اولیه در دوغاب های با درصد جامد اولیه ی کم در مقایسه با دوغاب هایی با درصد جامد اولیه بالاتر به میزان بیشتری رشد می کنند.

۲- در یک درصد جامد اولیه ثابت، با افزایش سرعت سرد شدن ثانویه، میزان رشد ذرات اولیه پس از ریخته گری کاهش می یابد.

۳- فاکتور شکل ذرات اولیه تابع درصد جامد و سرعت سرد شدن ثانویه است به گونه ای کاهش سرعت سرد شدن ثانویه و یا درصد جامد اولیه موجب کروی تر شدن ذرات اولیه می شود.

۴- این تغییرات را می توان براساس تأثیر سرعت سرد شدن اولیه و درصد جامد اولیه بر میزان رشد دندریتی، اندازه ذرات اولیه و انحنای سطحی ذرات قبل از ریخته گری و همچنین زمان موجود در قالب برای رشد ذرات توجیه نمود. (۳)

عوامل موثر بر کنترل و ساخت قطعات از روش رئوکست منیزیم عبارتند از:

- ۱- اندازه ذرات جامد معلق در مخلوط نیمه جامد.
- ۲- ویسکوزیته مایع باید به نحوی کنترل شود که ذرات معلق در آن امکان شناور شدن، ته نشین شدن و حالت کلوخه ای پیدا کردن و بالاخره جوش خوردن و به هم پیوستن ذرات جامد اولیه رانداشته باشد.
- ۳- سرعت برشی حاصل از بهم زدن مذاب هر چقدر بیشتر باشد قطر ذرات کروی کوچکتر شده و امکان چسبندگی و کلاستر شدن کاهش یافته، در نتیجه ویسکوزیته مجموعه جامد - مایع کاهش می یابد. (۹)

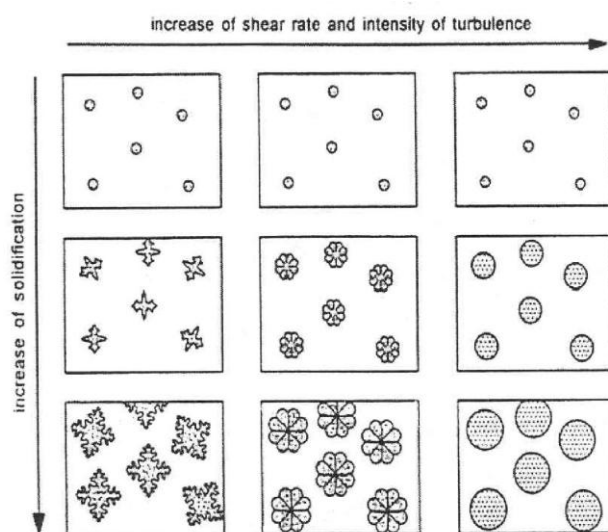
۳-۲- روش تیکسوکست:

تفاوت این روش با روش رئوکست در این است، که در این روش به جای آنکه مخلوط نیمه جامد به صورت شکل نهایی در قالب تزریق شود، به صورت شمش هایی با ابعاد مشخص ریخته گری می شود. (۳)

شمش پس از انجماد کامل را در مواقع نیاز توسط یک کوره القایی یا الکتریکی یا تشعشعی (بسته به جنس شمش)، گرم می کنند و به آن حرارت می دهند، تا میزان نرمی شمش به مقدار مشخصی برسد. میزان نرمی بلوک به کسر حجمی جامد بستگی دارد و مقدار جامد معمولاً بین ۳۰٪ تا ۹۰٪ درصد حجمی و ترجیحاً بالاتر از ۷۰٪ حجمی است. دمای این شمش ها در این شرایط باید به گونه ای باشد، که بتوان آن را به راحتی و بعنوان یک جامد حمل و نقل کرد و ضمناً بتوان آن را با یک فشار مناسب به شکل دلخواه درآورد. اندازه گیری نرمی شمش ها توسط مشخصه ای که در بالای کوره القایی قرار دارد و توسط مقدار نفوذ این مشخصه به داخل شمش اندازه گیری می شود. میزان نفوذ این مشخصه به داخل شمش در درجه حرارت مورد نظر رابطه مستقیمی با کسر حجمی جامد داشته و این عمل به جای استفاده از ترموکوپل و اندازه گیری درجه حرارت شمش ها انجام می گیرد. زمان حرارت دادن شمش ها طوری انتخاب می شود که در این زمان نه تنها مرکز قطعات به خوبی نرم شود، بلکه ذرات جامد اولیه نیز به یکدیگر جوش نخورند. سپس شمش های حرارت داده شده در دهانه دستگاه فشاری قرار گرفته و مانند ریخته گری تحت فشار، عمل فشردن بلوک به داخل قالب انجام می گیرد و بالاخره شکل نهایی بدست خواهد آمد. کیفیت سطحی قطعات شکل داده شده را می توان با کنترل فشار وارده در پشت شمش و فشار پیستون بهبود بخشید. سرعت حرکت پیستون در محدوده مشخصی می تواند قطعاتی با کیفیت سطحی خوب را بوجود آورد. درصد جز جامد در کیفیت داخلی قطعه موثر است. به طوری که با افزایش درصد جز جامد کیفیت داخلی قطعات نیز بهتر می شود. به هنگام شکل دادن، تکه ای از شمش با وزن مشخص را بریده و آن را تا حالت نیمه جامد حرارت داده و سپس در یک قالب (عمدتاً قالب فورج) آن را شکل می دهند. ممکن است به جای فورج از دیگر روشهای شکل دادن استفاده شود معمولاً مخلوط نیمه جامد مورد استفاده در روش اول در حدود ۶۰ تا ۷۰ درصد مذاب بوده در حالیکه لقمه مورد استفاده در روش تیکسوکست را تا حدود ۳۰ الی ۴۰ درصد مذاب، حرارت می دهند. در پایان لازم به ذکر است که روش تیکسوکست صنعتی تر از رثوکست می باشد. (۳)

۴- انواع روش های تولید مخلوط نیمه جامد:

بطور کلی انجماد اکثر آلیاژهای مورد استفاده در صنعت بصورت دندریتی است ولی در اثر همزدن مذاب در ناحیه دو فازی این دندریتها شکسته شده و این ذرات جدا شده بصورت مجزا شروع به رشد می کند. در اثر ادامه دادن به همزدن و سرد کردن مذاب این ذرات دندریتی تبدیل به شکل ریزی و کم کم بصورت کروی در می آید. در شکل ۲ این فرآیند به صورت شماتیک نمایش داده شده است. (۸)



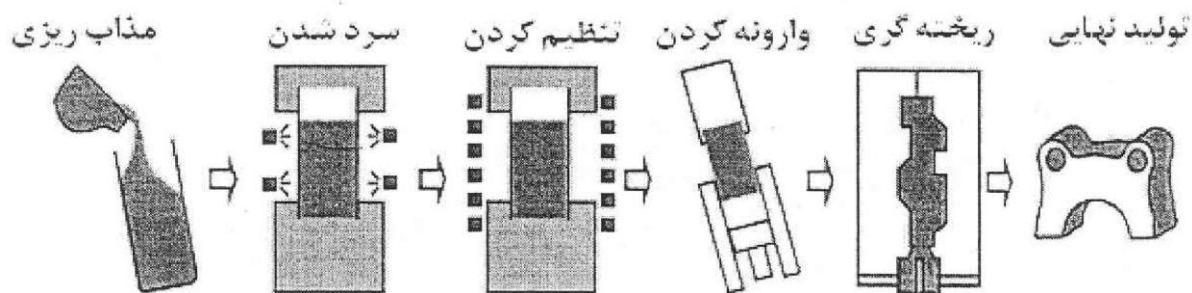
شکل ۲- تغییر مورفولوژی دندریتی در اثر اعمال تنش برشی (۸)

مرحله اصلی در تولید فلزات نیمه جامد مرحله اعمال تنش برشی و شکسته شدن دندریتها است که برای این منظور روشهای مختلفی ابداع شده است. که ساختار غیر دندریتی با استفاده از روش های مختلفی مثل همزدن مکانیکی ، لرزش مکانیکی ، امواج الکترومغناطیسی و یا امواج آلتراسونیک بدست می آید . در این میان روش همزدن مکانیکی یکی از روش هایی است که سبب رسیدن به نرخ برش بالا و مورفولوژی نزدیک به مورفولوژی کروی می گردد .همزدن مکانیکی منجر به شکست بازوهای دندریت ها شده و ساختار دندریتی جهت دار را به ساختار غیر دندریتی هم محور تبدیل می کند. در حین انجماد قطعات ریختگی و شمشها با ساختارهای دندریتی ، فرایند های مختلفی در منطقه ی خمیری به طور همزمان به وقوع می پیوندد .این فرایند ها شامل تبلور ، توزیع مجدد عناصر حل شونده ، بارور شدن جریان سیالی بین دندریتی و

حرکت دندریت ها به اطراف می باشد . لذا این ساختار دندریتی تحت تلاطم ، در حین انجماد متحول می گردد. در تلاطم شدید و سرد کردن آرام ، دانه ها کروی می شوند و آلیاژهایی که چنین ساختار میکروسکوپی داشته باشند ، از آلیاژهای دندریتی متفاوت خواهد بود و خواص رئولوژیکی ویژه ای خواهند داشت. تکنیکهای مختلفی برای تولید مواد خام نیمه جامد وجود دارد از جمله : همزدن مکانیکی (MS)، SIMA، Spray Deposition (SD) ، هم زدن الکترومغناطیسی (MHD) ، روش جدید رئوکست (NRC)، بهسازی دانه بندی که در زیر به معرفی آنها می پردازیم و در ادامه فرآیند SIMA برای آلیاژ منیزیم به طور خاص مورد بررسی قرار خواهد گرفت. (۱)

۴-۱- روش جدید رئوکست:

روش جدید رئوکست معروف به NRC به وسیله شرکت ژاپنی صنایع UBE اختراع شد. این روش اجازه بدست آوردن مخلوط نیمه جامد را به طور مستقیم از مذاب می دهد. ریز ساختار ریختگی ، ریز و عاری از عیوب و همگن است که این خواص مکانیکی، خصوصا مقاومت در برابر بارهای دوره ای را اصلاح می کند. UBE این عمل را با مذاب آلومینیم مناسب از نظر آلیاژی که از ذوب شمش های صنایع ریختگی و قراضه های برگشتی تهیه می شود شروع می کند . مذاب در یک ظرف بوته مانند ریخته شده و به آن اجازه داده می شود ، تا دمای نیمه جامد سرد شود و در این دما نگهداری شده تا ساختار گلوبولی لازم برای شکل دهی نیمه جامد تشکیل شود . در شکل ۳ شماتیک عملیات دیده می شود . بوته مورد استفاده فولادی است که روی یک چرخ دوار عمودی نصب شده است . در اصل دوغاب نیمه جامد (در نتیجه کسر جامد) به وسیله تبرید کنترل شده حاصل می شود . به این وسیله اسکلت پایداری از فاز جامد بعد از تنها چند دقیقه بعد از پر شدن بوته تشکیل می شود . سپس برای همگن شدن دمایی ، لقمه ی استوانه ای شبه جامد به وسیله ی روش القایی حرارت می بیند ؛ قبل از آنکه به محفظه افقی ماشین تزریق منتقل شود ؛ جایی که لقمه شکل و ابعاد نهایی خود را پیدا می کند . تا به حال روش NRC با آلیاژهای ریختگی و نوردی آلومینیم و منیزیم آزمایش شده است. (۱)

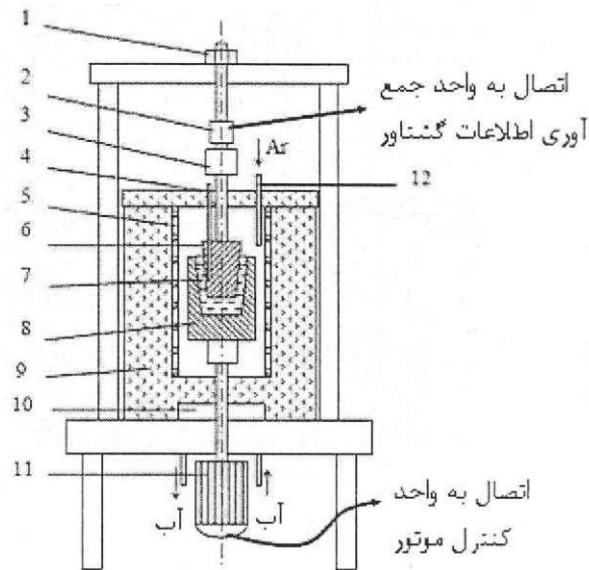


شکل ۳- تصویر شماتیک روش جدید رنوکست

از مزایای این روش آن است که هیچ نیازی به مواد اولیه ای که قبلاً عملیات نیمه جامد خاصی روی آن صورت گرفته نیست و زائده و قراضه های ریخته گری به راحتی از طریق این شیوه مورد استفاده قرار می گیرند و بازیافت می شوند. (۱)

۴-۲- روش هم زدن مکانیکی:

مذاب فوق گذار در داخل محفظه ریخته شده و همزده می شود و محصول مستقیماً به داخل قالب ریخته و یا به صورت شمش منجمد می شود که بعداً برای شکل دهی مجدداً گرم می شود. کل این محفظه همزن در داخل کوره قرار دارد و همچنین مجهز به سیستم خنک کننده برای کنترل دمایی دقیق می باشد. البته این روش برای فلزات با نقطه ذوب پایین بکار گرفته شده است. در این روش باید توجه داشت که باید عواملی مثل سرعت و مدت زمان همزدن، میزان وزن مذابی که همزده می شود، ویسکوزیته، تنش برشی اعمالی و نرخ برش به خوبی کنترل کرد. ولی این روش به دلیل سخت بودن کنترل فرایند و نیاز به سرامیک های دما بالا برای همزن و همچنین سایش بالا کاربرد زیادی نداشته است. در شکل ۴ نمایی از این روش مشاهده می شود. (۱)



شکل ۴- تصویر شماتیک یک همزن مکانیکی

۱- تنظیم کننده ارتفاع ۲- منتقل کننده گشتاور ۳- آب خنک کننده ۴- ترموکوپل ۵- کوره ۶- سر همزن ۷- دوغاب نیمه جامد ۸- بوته ۹- لایه عایق حرارت ۱۰- غلاف عبور آب خنک کننده ۱۱- موتور ۱۲- گاز محافظ

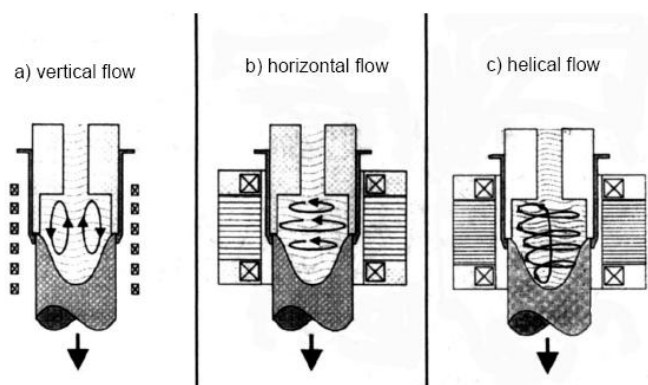
روشی که در دانشگاه MIT به کار رفت ، بر مبنای هم زدن مکانیکی پایه گذاری شده بود . برش ایجاد شده توسط همزن باعث گسترش شکل گیری ساختار غیر دندریتی می شود .

پس از مدتی روش هم زدن از حالت غیر پیوسته به حالت دائم در می آمد . در روش ریخته گری دائم ، مذاب دارای فوق ذوب که در مخزن نگه دارنده قرار دارد به فضای بین میله ی همزن و استوانه بیرونی ریخته شده و با همزدن همزمان ، خنک هم می شود ، مخلوط حاصل از پایین دستگاه جریان می یابد تا مستقیماً ریخته گری شود یا به صورت شمش در آید و در مراحل بعد ذوب مجدد شود. ذرات حاصل معمولاً رز شکل های خشنی هستند . این روش هنوز به صورت صنعتی مورد استفاده قرار نگرفته است . این به دلیل مشکلات تکنولوژیکی مثل آلوده شدن مذاب توسط اکسیداسیون و واکنش های شیمیایی با همزن است. این روش مخلوطی از روش های هم زدن مکانیکی و NRC است. یک همزن که علاوه بر همزدن نقش سرد کننده مذاب را هم دارد ، وارد مذابی که دمایش تنها چند درجه بالای خط مایع است می شود بعد از چند ثانیه هم زدن مذاب ، دمای آن به اندازه ای کاهش می یابد که تنها چند درصد کسر حجمی جامد تشکیل شده است . در این هنگام همزن از مذاب بیرون کشیده می شود. (۱)

۳-۴- همزدن با استفاده از روشهای مغناطیسی MHD :

روش همزدن مغناطیسی توسط آلوماکس به منظور غلبه بر مشکلات ناشی از حضور همزن مکانیکی در دوغاب ابداع شد؛ این روش امروزه به عنوان پرکاربردترین و سودمندترین روش مصرفی در فرآیندهای نیمه جامد مطرح است. اساس کار این روش به مانند چرخش مذاب در کوره های القایی می باشد. در این روش، برش موضعی بوسیله میدانهای دورانی الکترومغناطیسی در درون یک قالب ریخته گری پیوسته ایجاد شده و بیلت با ساختار غیردندریتی به صورت پیوسته تولید می شود. همزدن در درون حمام مذابی که قبلا فیلتر و گاززدائی شده انجام شده و از ورود آخال به درون مذاب جلوگیری می شود. در حال حاضر به مقدار وسیعی جهت تولید ماده خام فرآیندهای تیکسوفرمینگ از روش MHD استفاده می شود. (۳)

همزدن الکترومغناطیسی به سه روش امکان پذیر است که عبارتند از جریان عمودی، افقی و مارپیچی، که روش آخر ترکیبی از دو روش اول و دوم است. شکل ۵ تصویر این سه روش را نشان می دهد. (۳)



شکل ۵- جریان های مختلف ایجاد شده در همزدن مذاب به روش الکترومغناطیسی: (۸)
۱- جریان عمودی ۲- جریان افقی ۳- جریان مارپیچی

در روش جریان افقی، حرکت ذرات در یک صفحه شبه همدمما انجام شده که احتمالا مکانیزم غالب جهت کروی شدن است. در جریان عمودی، دندریتهای قرار گرفته در نزدیکی لبه انجماد به مناطق گرم تر محفظه همزن منتقل شده و به صورت جزئی ذوب می شوند. در نتیجه فرایند حرارتی در این حالت جهت کروی کردن غالبتر از مکانیزم برشی است. (۳)

از جمله پارامترهای مهم در این فرآیند مقدار جریان الکتریسته عبوری از کویلها می باشد که می تواند بر

اندازه گلبولها موثر باشد. (۸)

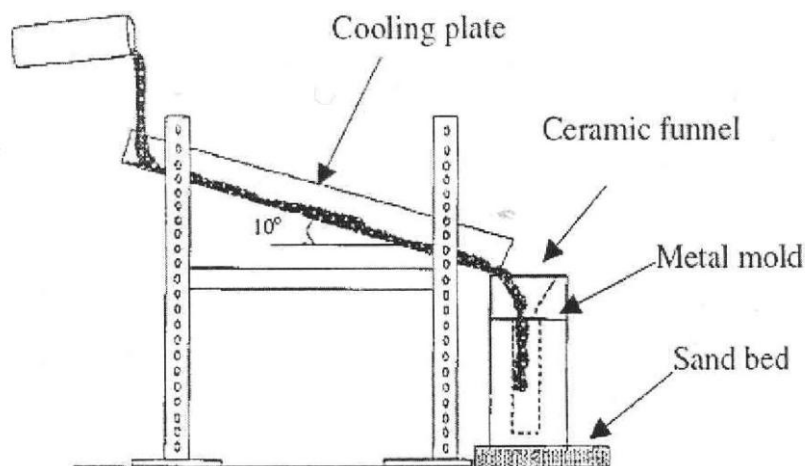
۴-۴- روش هم زدن فراصوتی :

کاربرد لرزش از طریق امواج فراصوتی با انرژی بالا در یک مذاب در حال انجماد به اواسط دهه ۷۰ باز میگردد. در سال های اخیر رویکرد دوباره ای به این روش به عنوان راهی برای تولید مواد اولیه شده است. تجربیات به خوبی نشان داده اند که اعمال امواج فراصوتی بر مذاب در حال سرد شدن درست قبل از دمای حد مایع می تواند به طور موثری ساختار ریز غیر دندریتی تولید کند که برای مراحل بعدی مناسب است. اعمال امواج فراصوتی به مذاب، منجر به دو پدیده فیزیکی حباب سازی و تولید جریان صوتی میشود. فرآیند حباب سازی شامل مراحل تشکیل، رشد، نوسان و اضمحلال حبابهای ریز در داخل مذاب میباشد. این حبابهای ناپایدار ممکن است دارای چگالی بالایی شده و در اثر نوساناتشان، سبب پیدایش امواج هیدرولیکی و به تبع آن منابع مصنوعی جوانه شوند. همچنین اشاعه امواج شدید اولتراسونیک می تواند باعث تولید جریانات پایدار صوتی در داخل مذاب شده و این امر ایجاد اختلاط شدید و هموژن سازی مذاب را سبب میگردد. در نتیجه پدیده حباب سازی، شکستن دندریتها و در اثر تولید جریان صوتی، پخش دندریتهای شکسته شده حاصل می شود. اگر این پدیده ها در حین انجماد انجام پذیرند، آلیاژ دارای ویژگی های ریزدانگی، افزایش یکنواختی ساختار و کاهش جدایش خواهد شد. (۱)

۴-۵- روش سطح شیب دار خنک کننده:

روش سطح شیبدار یکی از جدید ترین روش های تولید قطعات از طریق ریخته گری نیمه جامد است. در این روش مذاب را از روی یک سطح شیب دار به داخل قالب هدایت می کنند. فرآیند سطح شیبدار به عنوان روشی ساده که محدودیت دمایی، چگالی و ویسکوزیته در آن وجود ندارد و میزان تبادل حرارتی بین مذاب و سطح خنک کننده به همراه سرعت جریان سیال و اعمال نیرو بر ذرات جامد، عوامل اصلی تغییر کننده ساختار انجمادی می باشند. بدلیل سرد شدن مذاب در حین انجماد بر روی سطح شیبدار و انتقال حرارت، جوانه های جامد بر روی این سطح ایجاد می شود ولی به دلیل جریان مذاب و اعمال نیروی برشی به آنها این ذرات از سطح جدا شده و به داخل جریان مذاب می رود و در ضمن در اثر این حرکت ذرات به

صورت کروی در می آیند. برای فلزات با دمای ذوب پایین معمولاً از صفحات از جنس فولاد ساده با طول حدود ۳۰cm و برای فلزات با ذوب بالا از ورقه مسی با طول ۵۰cm استفاده می شود تا ذوب بر سطح شیب دار باقی نماند. شکل ۶ نمایی از این روش را نشان می دهد. (۱۰)



شکل ۶- روش سطح شیبدار به منظور ایجاد ساختار گلوبولی (۱۰)

در این روش استفاده از سطح شیب دار پارامترهای مختلفی از قبیل میزان فوق گداز ، طول سطح شیب دار ، جنس قالب ، زاویه و جنس سطح شیب دار بر ریز ساختار نهایی تاثیر گذار می باشند. جامد به دلیل جریان مذاب و تنش برشی از سطح کنده شده و در لایه های مختلفی از جمله لایه میانی مذاب پخش می شوند . در روش استفاده از سطح شیبدار میزان کسر حجمی جامد و میزان کرویت در یک دمای باریزی ثابت توسط زاویه و طول سطح شیبدار تعیین می شود. (۸) با تغییر زاویه دو پارامتر اصلی تغییر می کند:

۱- میزان تنش برشی و تلاطم ایجاد شده در مخلوط نیمه جامد که هر چه زاویه بیشتر باشد میزان تنش برشی اعمال بیشتر بوده و برای ایجاد ساختار کروی مفید تر می باشد.

۲- مدت زمان اعمال تنش برشی که ، هر چه زاویه کمتر باشد زمان سیلان مذاب نیمه جامد روی سطح بیشتر بوده بنابراین احتمال حصول ساختاری با درصد کرویت بالاتر و توزیع یکنواخت، بیشتر است. (۱)

۴-۶- روش اسپری کردن :

اسپری کردن یکی از گرانترین تکنیکهای مصرفی در فرآیند نیمه جامد است، ولیکن دارای این قابلیت مهم است که برخی آلیاژهای خاص (مثل آلیاژهای سیلومین با بیش از ۲۰ درصد سیلیسیم) فقط به این روش

قابل تولید هستند. روش اسپری کردن نیز به مانند تکنیک SIMA یکی از روشهای غیر تلاطمی است که جهت تولید ماده با ساختار غیر دندریتی استفاده می شود. در این فرآیند آلیاژ مذاب از طریق یک نازل باریک به سمت جریانی پرفشار از گازهای بی اثر (آرگون یا نیتروژن) هدایت می شود. تا مذاب در اثر تماس با جریان گاز به سمت قالبی اتمیزه شود. پس از این مرحله، ذرات مذاب یا تبدیل به قطرات بسیار ریز (میکرومتری) شده و در مسیر حرکت کاملاً منجمد شده اند و یا قطرات بزرگی را تشکیل داده و کاملاً مذاب باقی مانده اند و یا اینکه دارای سایز متوسطی بوده و بصورت نیمه جامد درآمده اند. کلیه این قطرات در ادامه به هم متصل شده و تشکیل یک ماده واحد را داده و سپس منجمد می شوند. ساختار حاصله از این فرآیند، حاوی دانه های بسیار ریز و هم محوری می باشد. (۱)

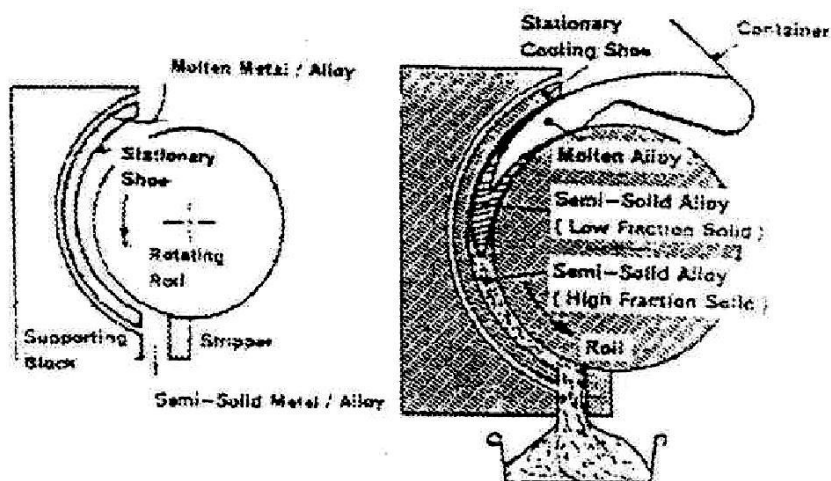
۴-۷- ریزدانه کردن شیمیایی

این فرآیند مانند سایر روشهای جوانه زنی ریخته گری است، بطوریکه ماده جوانه زای پیشگرم شده به مذاب فلزی افزوده شده و عمل جوانه زایی هتروژن صورت میگیرد. در اثر این فرآیند ساختاری ریز و هم محور تولید می شود. و سپس آلیاژ حاوی چنین ساختاری به عنوان ماده مصرفی تیکسوفرمینگ استفاده می شود. ریزدانه کردن شیمیایی اغلب به عنوان یک فرآیند تکمیلی به همراه سایر روشهای تولید ساختار کروی در روشهای نیمه جامد مصرف می شود. عدم کاربرد این روش برای تمامی آلیاژها و نیز امکان بقای جوانه زها بصورت ترکیبات بین فلزی مضر در ساختار نهایی آلیاژ، از مهمترین عیوب روش مذکور هستند. (۳)

۴-۸- روش غلتک سردکننده برشی:

در روشهای متداول همزدن بخصوص روشی که فلمینگز بیان کرد، ایجاد ساختار یکنواخت و همچنین همزدن بعد از اینکه درصد جامد بیشتر از ۴۰٪ می شود، بسیار مشکل و در بعضی موارد غیر ممکن است و در ضمن بعضی از این روشها مخلوط نیمه جامد ایجاد شده از نازل یا خروجی محفظه به خوبی خارج نمی شود. شکل ۷ روش SCR را نشان می دهد. دستگاه SCR شامل یک غلتک و یک کفشک است که کار خنک کردن و اعمال تنش برشی را به عهده دارند. این دستگاه طوری تنظیم می شود که فاصله ی معینی بین غلتک و کفشک ایجاد شود و در هنگام لزوم این غلتک و کفشک خنک یا گرم می شود. ذوب که تا

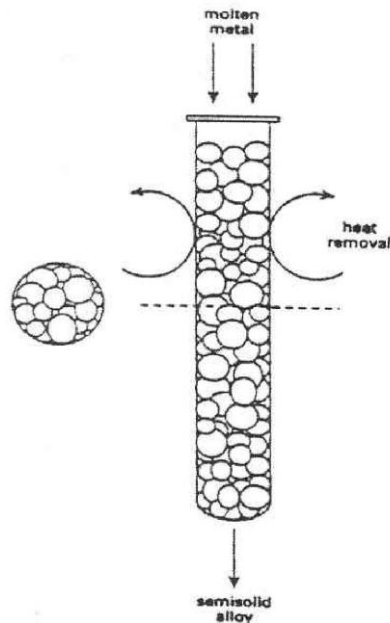
دمای مورد نظر گرم شده است در این فضا ریخته شده و توسط نیرویی که غلتک در حال چرخش به مذاب اعمال می کند از فضای بین آن عبور می کند و در عین حال نیروی برشی به آن وارد می شود. در حین سرد شدن انجماد صورت می گیرد و دندریتهها در روی سطوح غلتک و کفشک شروع و تشکیل می کنند و توسط نیروی برشی اعمالی به ذرات کوچکتر تبدیل شده و داخل مذاب قرار می گیرند و لذا تبدیل به مذاب نیمه جامد شده و در نهایت این مخلوط نیمه جامد از دستگاه مذکور به بیرون اکستروود می شود. (۸)



شکل ۷- روش غلتک سردکننده (۱)

۹-۴- روش گلوله های نسوز:

در این روش همانطور که در شکل ۸ بصورت شماتیک نشان داده شده است مذاب با اعمال فشار و یا نیروی وزن از میان گلوله هایی مقاوم در برابر تنش و حرارت با اندازه های متفاوت عبور داده می شود. در اثر انتقال حرارت از دیواره محفظه و گلوله ها تشکیل می شود ولی در اثر جریان مذاب این دندریتهها شکسته شده و محصول نهایی مخلوط نیمه جامد خواهد بود. البته باید توجه داشت که فضای بین گلوله ها باید قابل مقایسه با اندازه دندریتهها حاصل از انجماد باشد. از مزایای این روش، جلوگیری از اثرات مضر همزن و ایجاد و ورود اکسید به مذاب می باشد. البته می توان از فیلترهای ریخته گری نیز به جای گلوله های نسوز استفاده کرد که البته احتمال بسته شدن راه عبور مذاب در این حالت بیشتر است. (۳)



شکل ۸- روش گلوله های نسوز (۳)

۴-۱۰- روش SIMA (ذوب القا شده توسط کرنش) :

فرآیند SIMA به عنوان یک روش مناسب برای جایگزین شدن فرآیندهای همزدن در حالت مذاب می باشد. در این شیوه بر خلاف اغلب روشهای نیمه جامد که بر کنترل ریزساختار حین انجماد ماده تکیه دارند یعنی از طریق شکستن دندریت ها و جلوگیری از شکل گرفتن ساختار دندریتی انجام می شوند، با اعمال کردن کار مکانیکی و ذخیره شدن کرنش در ماده، نیروی محرکه مورد نیاز برای تبلور مجدد دانه های جدید هم محور فراهم می شود. هنگامیکه ماده گرم شده و وارد منطقه نیمه جامد می گردد، پدیده ذوب در مرزهای پرانرژی ساختار، آغاز می گردد و در نتیجه آن ساختار نیمه جامد کروی حاصل می شود. (۵)

مراحل انجام این فرآیند به شکل زیر است:

۱- تغییر فرم پلاستیک به منظور تولید نمودن تنش در قطعه

۲- گرم کردن نمونه تغییر شکل یافته تا محدوده دمای نیمه جامد (تولید ساختار گلبولی)

۳- شکلدهی در حالت نیمه جامد

فرآیند تغییر شکل پلاستیک اکثر اوقات به شکل سرد صورت می گیرد. به همین خاطر، تا به حال شیوه های مختلف شکلدهی مکانیکی (مانند نورد، اکستروژن و پرس و...) مورد استفاده قرار گرفته اند. یکی از متدهایی

که اخیراً برای اعمال کرنش ابداع شده، روش **ECAP** (پرس زاویه ای با مقطع یکسان) است که مکانیزم آن به این شکل است که ماده فلزی از بین دو کانال متقاطع با سطح مقطع یکسان و تحت تنش بسیار زیاد عبور داده می شود. این فرآیند ضمن عدم تغییر سطح مقطع نمونه، کرنش زیادی بر آن وارد می نماید. (۵)

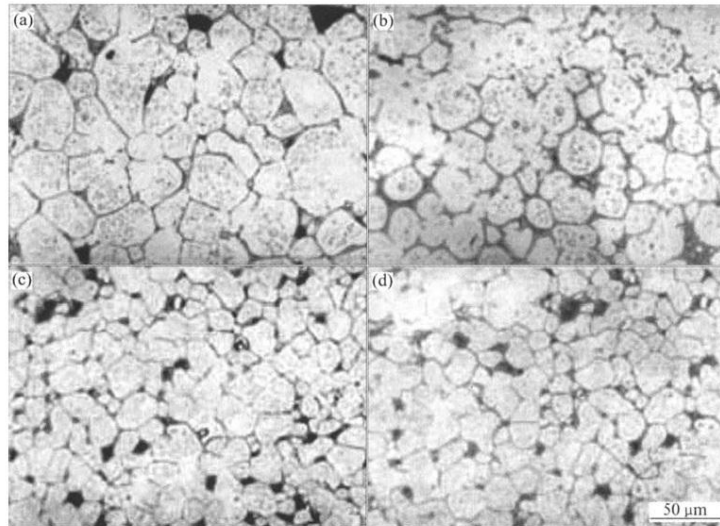
از عوامل مهم و تاثیرگذار در شیوه **SIMA**، مقدار کار سرد اولیه و نیز زمان نگهداری آلیاژ در منطقه دو فازی می باشد. به این شکل که با افزایش میزان کار سرد، ذرات جامد ریزتر و کروی تر می گردند. تاثیر زمان نگهداری هم مشابه روش همزدن مکانیکی است. روش **SIMA** برای تولید ساختارهای نیمه جامد در آلیاژهای مختلف مانند آلیاژهای منیزیم و آلومینیوم استفاده شده است. البته یکی از معایب این روش، هزینه بالاتر آن در قیاس با روش **MHD** است یعنی هزینه اش در حدود ۳ تا ۵ برابر **MHD** می باشد. ولی تکنولوژی موردنیاز برای این فرآیند در دسترس و ارزان بوده و نیز قطعات حاصل از آن دارای ساختار کروی تری از قطعات تولیدشده به شیوه **MHD** می باشند. (۵)

۴-۱۰-۱- پارامترهای مؤثر در فرآیند **SIMA**:

پارامترهای زیادی بر اندازه و شکل نهایی دانه های گلبولی در فرآیند **SIMA** تأثیرگذار است. از جمله این عوامل می توان به دمای حرارت دهی که بر اساس ترکیب شیمیایی آلیاژ تعیین می شود، ساختار اولیه آلیاژ، درصد تغییر شکل، دمای اعمال تغییر فرم، زمان نگهداری در منطقه نیمه جامد، سرعت گرم کردن تا زیر دمای حد حلالیت مایع، سرعت سرد شدن بعد از حرارت دهی اشاره کرد. (۵)

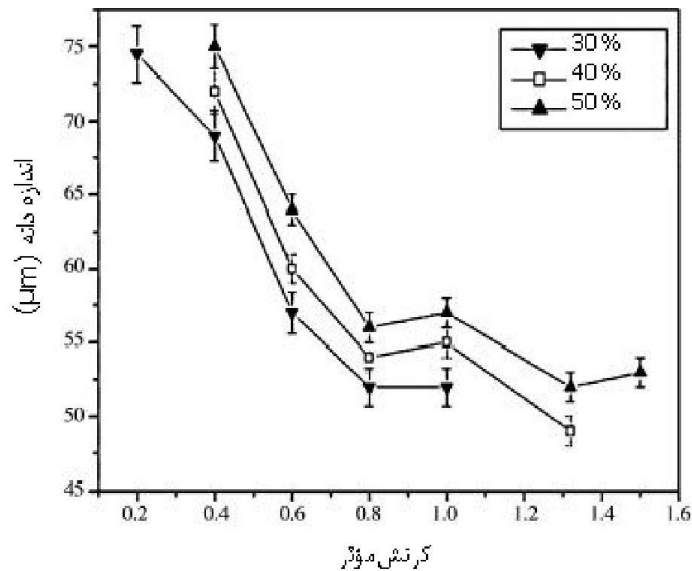
۴-۱۰-۱-۱- درصد تغییر شکل:

از جمله عوامل مؤثر در فرآیند **SIMA** درصد تغییر فرم است. امکان پیش بینی اندازه ی کروی شدن دانه ها به وسیله ی محاسبه ی کرنش مؤثر در کار سرد انجام شده وجود دارد. تغییرات اندازه دانه نسبت به میزان تغییر فرم در شکل ۹ و ۱۰ نشان داده شده است.



شکل ۹- تکامل میکروساختاری شمشال نیمه جامد آلیاژ منیزیم AZ91D تحت تعداد پاس های مختلف اکستروژن (که در دمای ۸۵۳ در مدت ۱۰

دقیقه نکه داشته شده اند) (a) یک پاس (b) ۲ پاس (c) ۳ پاس (d) ۴ پاس (۴)



شکل ۱۰- اندازه دانه های تبلور مجدد یافته بر حسب مقادیر کرنش مؤثر در نسبت اکستروژن های مختلف (۳)

بر اساس این نمودارها دریافته می شود که اندازه دانه ها با افزایش درصد تغییر فرم به طور مشخص کاهش پیدا میکند. اما بزرگی دانه ها در این دو نمودار متفاوت اند. در واقع شرایط متفاوت در تغییر فرم بر روی میزان بزرگی و کوچکی دانه ها مؤثر است. در این نمودارها مشاهده میشود که بعد از تغییر فرم های بیش از یک مقدار مشخص، اندازه دانه ها کاهش نمی یابد. نتیجتاً با افزایش کرنش، اندازه متوسط دانه ها کاهش می یابد و دانه ها کروی تر می گردند. (۵)

۴-۱۰-۱-۲- دمای اعمال تغییر شکل:

در روش SIMA دمای تغییر فرم بر روی اندازه متوسط دانه ها تأثیر گذار است. به این معنی که با افزایش دمای تغییر فرم، اندازه دانه ها افزایش یافته است. تغییر فرم باعث ایجاد کرنش کافی درون نمونه میشود که این انرژی منجر به تغییر ریزساختار از حالت دندریتی به کروی می گردد. در اثر دمای تغییر فرم زیاد، اندازه ی دانه ها هم بزرگ میشود. پس برای بدست آوردن دانه بندی ریز می باید دمای تغییر فرم مناسب و بهینه ای در نظر گرفته شود. (۵)

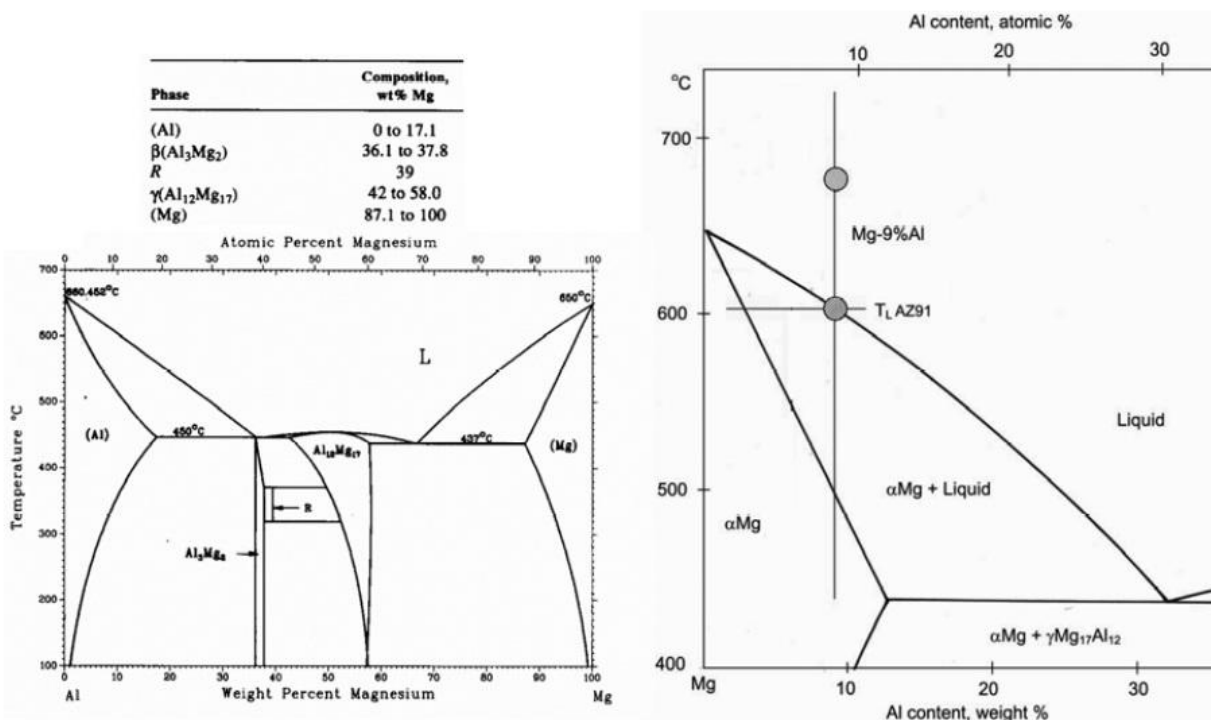
۴-۱۰-۱-۳- سرعت سرد کردن:

سرعت سرد کردن باید بالا باشد تا میزان دقیق فاز مایع در حالت نیمه جامد بعد از سریع سرد کردن نمایان شود؛ چرا که میزان فاز مایعی که اطراف فاز جامد را احاطه میکند با کاهش نرخ سرد شدن افزایش می یابد. از طرف دیگر میزان مایع درون دانه های جامد کروی نیز با تغییر سرعت سرد کردن نمونه ها تغییر می کند. (۵)

۵- بررسی دو فرایند SIMA و هم زدن مکانیکی مذاب برای آلیاژ منیزیم AZ91D

۵-۱- هم زدن مکانیکی مذاب:

برای تولید دوغاب نیمه جامد آلیاژ AZ91D به روش هم زدن مکانیکی مذاب ابتدا شمش هایی با ترکیب مورد نظر ذوب میشوند که برای ذوب آن ها می توان از کوره مقاومت الکتریکی و بوتله گرافیتی استفاده کرد. فعالیت زیاد منیزیم و تمایل شدید آن به اکسید شدن استفاده از اتمسفر محافظ را ضروری میسازد که در این مورد میتوان از CO_2 و یا $N_2 + 0.2 SF_6$ استفاده کرد. اگر آلیاژ ذوب شده بصورت معمولی ریخته گری شود طبق دیاگرام فازی $Mg_{17}-Al_{12}$ (شکل ۱۱) ترتیب تحولات انجام شده حین انجماد بدین صورت خواهد بود: (۹)



شکل ۱۱- دیاگرام فازی سیستم Mg-Al (V)

با رسیدن دما به T_L جوانه هایی از فاز غنی از منیزیم α تشکیل می شود. با رشد این جوانه ها ساختار دندردیتی در مذاب ایجاد میشود و آلومینیوم که عنصر آلیاژی اصلی است به داخل مذاب پس زده میشود. با رسیدن دما به T_E مذاب تا حدی از آلومینیوم غنی شده که به ترکیب یوتکتیک رسیده و با کاهش دما به زیر T_E ، بقیه مذاب به صورت ترکیبات یوتکتیکی در فاصله بین دندردیت های منیزیم منجمد میشود. فاز

های بوجود آورنده ترکیبات یوتکتیک عبارتند از: α -Mg و γ -Mg₁₇Al₁₂

ریز ساختار نهایی شامل دندردیت های فاز α و ترکیب یوتکتیک فوق در مرزخانه های آن خواهد بود. ولی برای تولید دوغاب نیمه جامد پس از رسیدن دمای مذاب به دمای مورد نظر که بین T_L و T_S قرار دارد، توسط عمل همزدن، برش مکانیکی روی مذاب اعمال میشود. با کاهش دما و پیشرفت انجماد و فراتر رفتن کسر فاز جامد از 15 %، قبل از اعمال برش، درون مذاب یک ساختار اسکلتی از دندردیت های α -Mg تشکیل شده با اعمال هم زدن و تلاطم مذاب این ساختار از بین رفته و فاز α از شکل دندردیتی به شکل ذرات گرد در می آید. (۹)

این تغییر شکل ذرات α بخاطر کاهش انرژی آزاد سطحی است و دو مرحله ذوب شدن و انجماد مجدد در

آن نقش دارند. باید توجه کرد که تغییر شکل ذرات بدون تغییر نسبت F_L به F_S صورت می گیرد. زیرا طبق معادله شل، در هر دمای مشخص T ، کسر حجمی مذاب برابر است با: (۶) و (۲)

$$F_L = \frac{(T_M - T)}{(T_M - T_L)}$$

T_M = نقطه ذوب فلز ($T_M = 650^\circ\text{C}$)

T_L = دمای لیکوییدوس آلیاژ (600.5°C)

T = دمای نگهداری (دمای تولید دوغاب نیمه جامد)

K = ضریب توزیع تعادلی (برابر با 0.36)

البته در عمل مقدار F_L پیش بینی شده توسط معادله شل تفاوت دارد زیرا این معادله با فرض همگن بودن مایع و عدم نفوذ در جامد است. همچنین معادله فوق حالت تعادلی را در نظر می گیرد، بنا براین با افزایش زمان نگهداری مذاب در دمای T کسر حجمی فاز مذاب به F_L محاسبه شده نزدیک می شود. (۲)

۵-۲- ذوب القا شده توسط کرنش (SIMA)

در این روش ماده اولیه متشکل از خرده های آلیاژ AlZ91 است که بصورت مکانیکی از شمش های آلیاژ فوق تهیه شده اند. در اثر تنش های وارده به این ذرات در حین خرد شدن، کرنش قابل توجهی بر آنها وارد میشود که در نتیجه آن ریزساختار متحمل تغییراتی می شود. (۶) این تغییرات شامل:

۱. خرد شدن فاز ترد یوتکتیکی و تبدیل شدن آن به ذرات منفصلی که در محل مرزدانه ها دیده می شوند.

۲. تشکیل یک ریزساختار جهت دار که در آن دندریت ها در جهت تغییر شکل فلز کشیده شده اند.

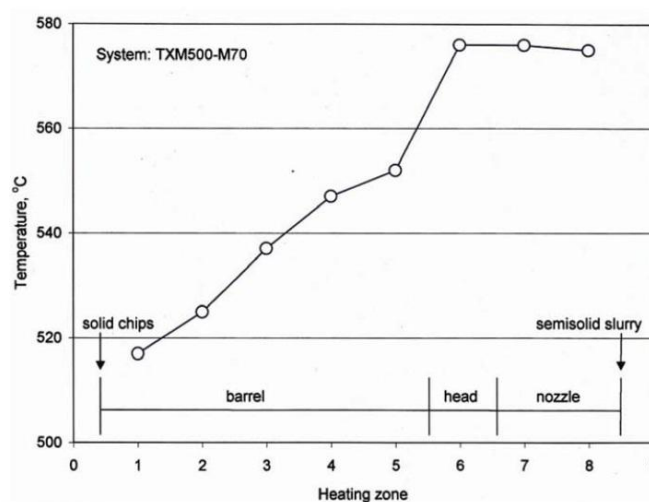
۳. تشکیل خطوط ناشی از تغییر فرم پلاستیک که باعث میشوند ریزساختار ظاهری فیبری پیدا کند.

۴. در اثر تغییر فرم پلاستیکی و کار سختی ناشی از آن، چگالی نابجایی ها در ریزساختار افزایش پیدا کرده و نهایتاً در اثر ردیف شدن نابجایی های لبه ای، مرز های فرعی تشکیل می شوند. اثر دیگری که افزایش چگالی نابجایی ها دارد افزایش انرژی درونی سیستماتیک در ساختار و در نتیجه کاهش دمای

ذوب آن است. (۲)

در آزمایشات انجام شده برای مشاهده اثر کارسرد روی ریز ساختار ابتدا نمونه ها به مدت ۱۰ دقیقه در کوره مقاومتی حررت داده میشوند و سپس با استفاده از پرس هیدرولیک ۲۰۰ تن، ۲۰٪ کرنش بر آنها اعمال میشود بلافاصله در آب سرد کویچ شده و روی آنها عملیات متالوگرافی انجام می شود. (۶)

برای تولید دوغاب نیمه جامد بدین روش تکه های آلیاژ تولید شده به روش مکانیکی، درون یک سیلندر ریخته می شوند. این سیلندر وظایف تولید و تزریق دوغاب را در نظر دارد. حرارت مورد نیاز جهت ذوب جزئی آلیاژ از طریق المنت های حرارتی که در بدنه سیلندر قرار دارند تامین میشود. ولتاژ ورودی به این المنت ها مستقل از هم قابل کنترل بوده و بدین صورت می توان یک گرادیان دمایی مناسب را در طول سیلندر به وجود آورد. نمونه ای از این سیلندر که در آزمایشات بکار رفته بطول ۲ متر و قطر ۲۰ میلی متر است که توسط ۸ المنت دمایی آن کنترل می شود. تغییرات دما در طول پیستون در شکل ۱۲ قابل مشاهده است. (۹)

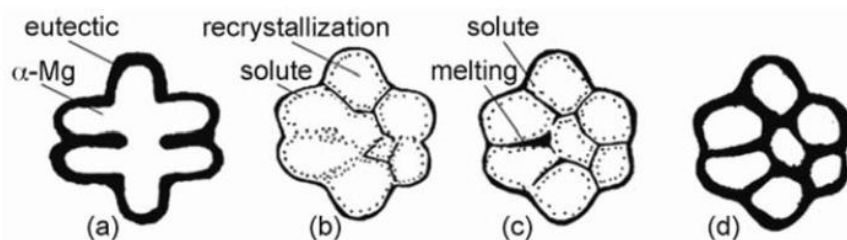


شکل ۱۲-گرادیان حرارتی در طول پیستون تهیه دوغاب در روش SIMA (۹)

با حرکت ذرات در طول سیلندر و افزایش دمای آنها، اولین پدیده ای که در آنها رخ می دهد، تبلور مجدد است. در اثر این تحول، دانه های جدیدی جوانه زنی و رشد می کنند که در اثر آن هریک از دانه های اولیه α -Mg به چند دانه فرعی تقسیم می شود که توسط مرزهای فرعی از هم جدا شده اند. این مرزهای فرعی محل تجمع نابجایی ها هستند و نفوذ پذیری بهتری نسبت به زمینه دارند.

با افزایش بیشتر دما و مهیا شدن شرایط برای نفوذ، اتمهای آلومینیم نفوذ کرده و غلظت آلومینیم در مرزهای فرعی افزایش می‌یابد و نواحی غنی از آلومینیم در طول مرزهای فرعی بوجود می‌آید. با بالاتر رفتن دما، نواحی که غلظت آلومینیم در آنها بیشتر است زودتر ذوب میشوند زیرا باتوجه به دیاگرم تعادلی، با افزایش غلظت آلومینیم، T_S کاهش می‌یابد پس ابتدا ترکیبات یوتکتیک موجود در مرز دانه‌ها و نواحی بین دندریتی ذوب می‌شود و پس از آن ناحیه، ذوب در طول مرزهای فرعی به درون دانه‌ها گسترش می‌یابد.

با رسیدن مواد به انتهای سیلندر و دمای T که دمای مورد نظر برای دوغاب نیمه جامد است ساختار متشکل از فاز جامد α -Mg خواهد بود که بصورت ذرات جدا از هم در شبکه‌ای بهم پیوسته از مذاب قرار دارد (شکل ۱۳)



شکل ۱۳- ریز شدن ساختار نیمه جامد در اثر تبلور مجدد

در ادامه این دوغاب به محفظه قالب تزریق می‌شود و در آنجا با منجمد شدن مذاب باقیمانده، انجماد کامل میشود.

۶- مکانیزم‌های تاثیرگذار بر ایجاد ساختار نهایی آلیاژ منیزیم AZ91D

۶-۱- شکستن ذوبی دندریت‌های ثانویه^۱

در روش‌های تولید دوغاب نیمه جامد که ماده اولیه مورد استفاده بصورت جامد است، این مکانیزم می‌تواند وارد عمل شود و باعث ریز شدن ساختار نهایی شود. بدین صورت که در حین انجماد اولیه و تشکیل

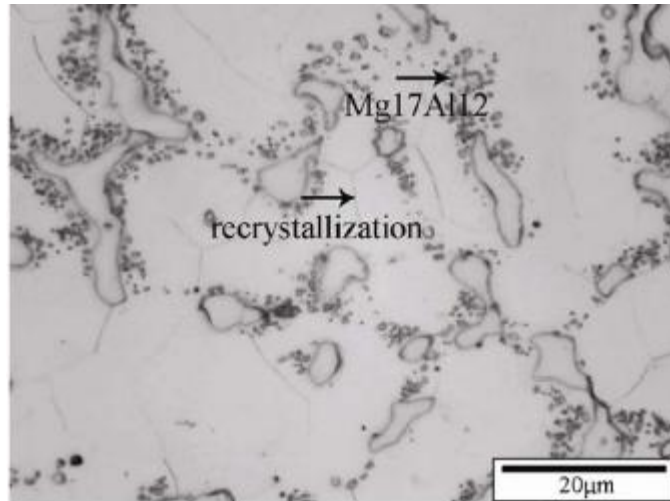
¹Melting Fracture of Secondary Dendrites

ریزساختار دندریتی پدیده جدایش اتفاق می افتد و آلومینیم دائما از جبهه انجماد به مذاب مجاور آن پس زده می شود و با پیشرفت انجماد غلظت آلومینیم در مذاب و جامد افزایش می یابد . در نواحی نزدیک به پایه دندریت های ثانویه ، مذاب از سه جهت با جامد احاطه شده در نتیجه در حین رشد غلظت در این مذاب بیش از دیگر نقاط افزایش پیدا خواهد کرد و این باعث می شود پایه دندریت های ثانویه حاوی درصد بیشتری از آلومینیم نسبت به دیگر نقاط باشد . در نتیجه با بالا رفتن دما در مرحله ذوب شدن جزئی پایه دندریت های ثانویه زودتر از دیگر نقاط آن ذوب کامل شده و موجب جدا شدن این بازو ها از بدنه اصلی دندریت می شود و به این فرایند شکستن از طریق ذوب دندریت های ثانویه گویند . هر یک از این بازو های دندریت های ثانویه پس از جدا شدن از بدنه اصلی مثل یک دانه مجزا عمل کرده و در انتهای فرایند به یک ذره جامد در ساختار نیمه جامد تبدیل می شوند . پس نتیجه مکانیزم ذکر شده، ریزدانه شدن ساختار نهایی خواهد بود. (۶)

باید ذکر شود که این مکانیزم تنها در مواردی روی میدهد که ریزساختار اولیه نسبتا ریز باشد و از دندریت های باریک و ظریف که توسط لایه نازک از ترکیب یوتکتیک جدا شده اند، تشکیل شده باشد . چون در مورد ریزساختارهای درشت پایه بازوهای دندریت های ثانویه ضخیم تر از آن است که در مرحله ذوب جزئی کاملا ذوب شود بتواند جدا شود. (۶)

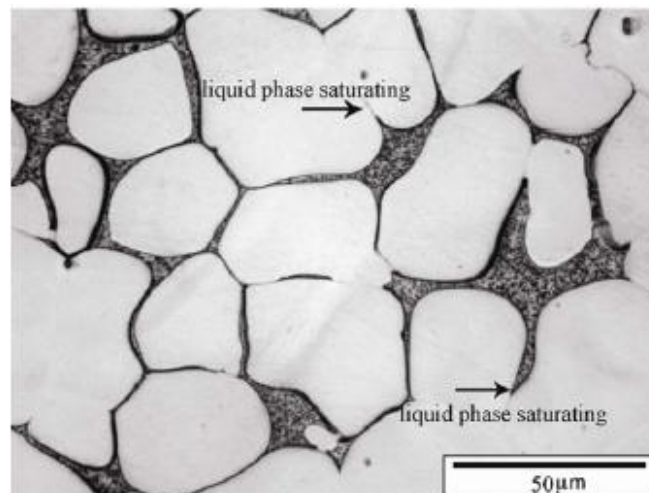
۶-۲- تبلور مجدد

ممکن است در ماده جامد اولیه مقداری انرژی کرنشی ذخیره شده باشد این پدیده می تواند ناشی از تنش های انقباضی ناشی از انجماد اولیه، تنش های اعمال شده حین خرد کردن مکانیکی آن و یا تنش های ایجاد شده بصورت فشاری در فرایندهای آزمایشگاهی باشد. در اینصورت چگالی نابجایی ها در فلز بالا می رود و با بالا رفتن دما تبلور مجدد اتفاق می افتد. در طی تبلور مجدد نابجایی های لبه ای در ردیف هایی قرار میگیرند و در دانه ها مرزهای فرعی تشکیل می شود و بدین صورت هر دانه به چندین دانه فرعی تبدیل می شود. (۶) ساختار ناشی از تبلور مجدد در شکل ۱۴ نشان داده شده است. (۹)



شکل ۱۴- ساختار پس از تبلور مجدد (۹)

مرزهای فرعی بدلیل چگالی بالای نابجایی ها و ساختار نامنظم نفوذ بالایی دارند و با بالا رفتن دما قبل از رسیدن به دمای شروع ذوب جزئی، ضریب نفوذ آنها به شدت بالا می رود. در نتیجه نواحی غنی از آلومینیم در طول مرزهای فرعی تشکیل می شود که با توجه به دیاگرام فازی تعادلی، می توان دید که T_S پایین تری دارند. پس با افزایش دما پس از ذوب شدن نواحی یوتکنیکی بین دندریتی، مرزهای فرعی ذوب می شوند و هر دانه (دندریت)، به چندین دانه کوچکتر تبدیل می شود که توسط لایه نازکی از مذاب از یکدیگر جدا شده اند، این فرایند باعث افزایش تعداد ذرات جامد و ریز شدن دانه های کروی موجود در ساختار نهایی و نیز بهبود سیالیت دوغاب می شود. (۶) پیشروی مذاب در مسیر مرز دانه های تشکیل شده در تبلور مجدد در شکل ۱۵ قابل مشاهده است. (۹)



شکل ۱۵- پیشروی فاز مذاب در طول مرزهای تشکیل شده در حین تبلور مجدد (۹)

۶-۳- کروی شدن ذرات فاز جامد

در همه روش های تولید دوغاب نیمه جامد، در لحظات اول تشکیل دوغاب، اکثر ذرات جامد دارای اشکال بی نظم هستند و با گذشت زمان به شکل کروی نزدیکتر می شوند. کروی شدن ذرات بدین دلیل است که برای کاهش انرژی آزاد سطحی، نسبت سطح به حجم کم میشود و کره کمترین نسبت سطح به حجم را دارد. (۲)

در حالت کلی تحت شرایط دما، حجم و تنش ثابت، تغییرات ΔG ذرات جامد بصورت تابعی از انحنای فصل مشترک به شکل زیر است: (۲)

$$\Delta G = \sigma * \Delta A = 2 * \sigma * \Delta V \left(\frac{1}{r} \right) \quad (2)$$

σ = انرژی ویژه سطحی

ΔA = تغییرات مساحت سطح

ΔV = تغییرات حجم مولی

r = شعاع متوسط فصل مشترک جامد/مایع در دوغاب نیمه جامد

اختلاف انرژی آزاد گیبس در نقاط مختلف یک ذره جامد به صورت تابع از انحنای فصل مشترک به صورت زیر بیان می شود:

$$\Delta G = 2 * \sigma * \Delta V \left(\frac{1}{r_1} - \frac{1}{r_2} \right) \quad (3)$$

که در آن شعاع r_1 و r_2 شعاع های انحنای نواحی مدور و نواحی برآمده ذره جامد هستند. اگر $r_2 < r_1$ ، می توان نتیجه گرفت $\Delta G > 0$. این بدین معنی است که انرژی آزاد گیبس قسمت برآمده بیشتر از انرژی آزاد گیبس نواحی مدور است. معمولاً افزایش انرژی آزاد گیبس باعث کاهش نقطه ذوب ناحیه برآمده می شود که این کاهش به اندازه زیر است:

$$\Delta T_m = T_{m1} - T_m \quad (4)$$

که در آن T_{m1} نقطه ذوب دانه در یک فصل مشترک صفحه ای است و T_m نقطه ذوب یک فصل مشترک انحنادار است. با فرض کوچک بودن ΔT_m و نادیده گرفتن آن، میتوان نوشت:

$$\begin{aligned} \Delta &= \Delta H - T\Delta S = \Delta H - T\left(\frac{\Delta H}{T_m}\right) \\ &= \Delta H\left(\frac{T_m - T}{T_m}\right) = \frac{\Delta H}{T_m} * \Delta T_m \end{aligned} \quad (5)$$

ΔG = تغییرات انرژی آزاد گیبس در اثر تغییرات دما

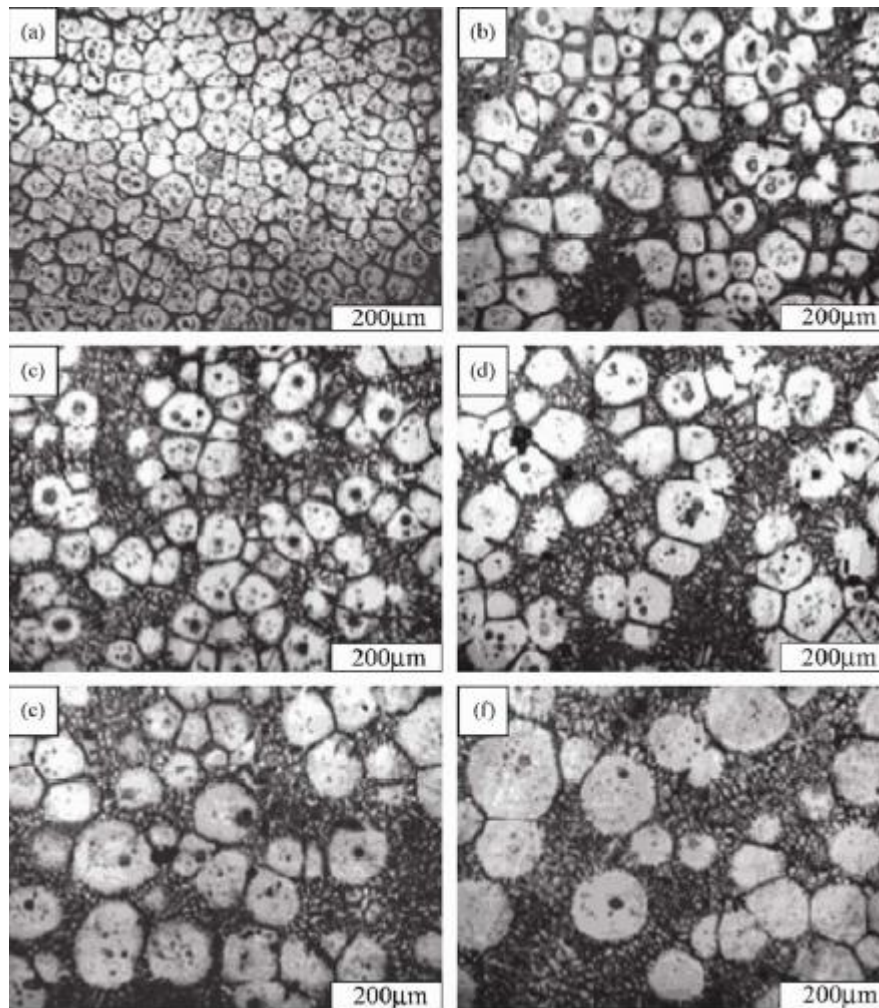
ΔH = تغییرات آنتالپی آزاد در اثر تغییرات دما

ΔS = تغییرات آنتروپی آزاد در اثر تغییرات دما

با ترکیب کردن روابط ۴ و ۵ میتوان به روابط زیر رسید:

$$\begin{aligned} \frac{\Delta H}{T_m} * \Delta T_m &= 2 * \sigma * \Delta V \left(\frac{1}{r_1} - \frac{1}{r_2}\right) \\ \Delta T &= \left(\frac{2 * \sigma * \Delta V * T_m}{\Delta H}\right) * \left(\frac{1}{r_1} - \frac{1}{r_2}\right) \end{aligned} \quad (6)$$

می توان بدین نتیجه رسید که در اثر کاهش دمای ذوب ناشی از انحنای یک نقطه برآمده، این نقاط تمایل بیشتری به ذوب دارند و ذرات $\alpha\text{-Mg}$ موجود در دوغاب نیمه جامد با گذشت زمان، کروی شده و به یک مورفلژی منظم دست پیدا می کنند. این پدیده در شکل ۱۶ نشان داده شده است. (۲)



شکل ۱۶- ریزساختار نیمه جامد آلیاژ AZ91D پس از ذوب جزئی در ۵۷۵ با زمان های نگهداری مختلف: (a) ۰ دقیقه (b) ۵ دقیقه (c) ۱۰ دقیقه (d) ۲۰ دقیقه (e) ۳۰ دقیقه (f) ۶۰ دقیقه (۲)

۴-۶- رشد دانه های کروی (رشد استوالد)^۱

دوغاب نیمه جامد از ذرات جامدی تشکیل شده است که در زمینه ای از مذاب پراکنده شده اند. این ذرات جامد با توجه به روش و شرایط دوغاب مورفولوژی ها و اندازه های متفاوتی دارند همانطور که دیدیم با نگهداری دوغاب در دمای ثابت، مورفولوژی ذرات جامد به شکل کروی نزدیکتر شده و نیز باعث رشد ذرات بزرگتر و حذف ذرات کوچکتر می شود در نتیجه میانگین قطر ذرات بزرگتر می شود. این رشد دانه ها، یک فرایند کنترل شده توسط نفوذ است که رشد استوالد نامیده می شود و از طریق حل شدن و رسوب مجدد

¹ Ostwald Ripening

در دوغاب نیمه جامد عمل می کند. (۲)

پدیده رشد استوالد در نتیجه اثر گیبس-تامسون روی می دهد که باعث می شود غلظت در فصل مشترک جامد/مذاب بر اساس انحنای فصل مشترک تغییر کند و این تغییر غلظت باعث ایجاد شیب های غلظتی و در نتیجه انتقال دیفوزیونی اتم های محلول و حلال می شود. (۲)

اگر r_2 در رابطه 6 را عددی خیلی بزرگ فرض کنیم ($r_2 \sim \infty$) کاهش دمای ذوب یک دانه مستقل برابر است با:

$$\Delta T = \left(\frac{2 * \sigma * \Delta V * T_m}{\Delta H} \right) * \left(\frac{1}{r} \right) \quad (7)$$

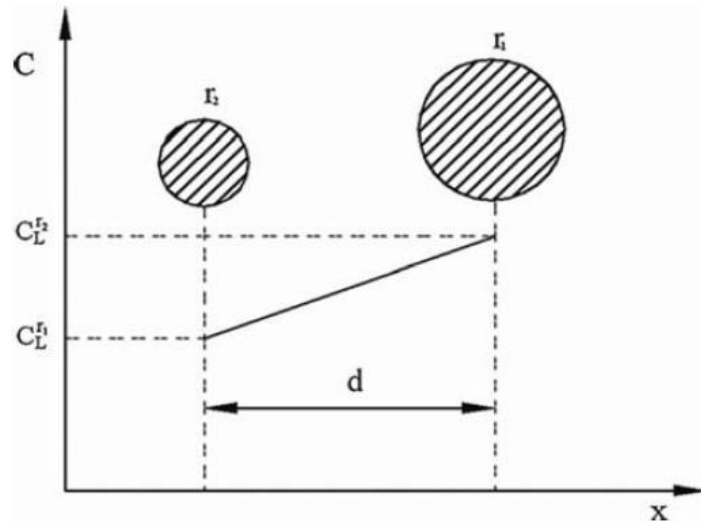
فرض می کنیم در دوغاب نیمه جامد، دو دانه همسایه با شعاع های r_1 و r_2 وجود داشته باشند ($r_1 > r_2$) در نتیجه اختلاف شعاع این دو دانه، کاهش نقطه ذوب آنها برابر است با:

$$\Delta T_1 = \left(\frac{2 * \sigma * \Delta V * T_m}{\Delta H} \right) * \left(\frac{1}{r_1} \right) \quad (8)$$

$$\Delta T_2 = \left(\frac{2 * \sigma * \Delta V * T_m}{\Delta H} \right) * \left(\frac{1}{r_2} \right) \quad (9)$$

که $r_1 > r_2$ لذا $\Delta T_1 < \Delta T_2$ ، یعنی کاهش نقطه ذوب برای دانه های کوچک شدیدتر از دانه های بزرگ است، در نتیجه دانه های کوچک راحت تر و زودتر از دانه های بزرگ حذف می شوند.

در طول مدت نگهداری دوغاب در دمای T ، غلظت اتم های آلومینیم در مذاب اطراف ذرات کوچک کمتر از غلظت آن در اطراف ذرات بزرگ است یعنی $C_L^{r1} > C_L^{r2}$. این اختلاف غلظت بصورت شماتیک در شکل ۱۷ نشان داده شده است. (۲)



شکل ۱۷- نمایش شماتیک شیب غلظت محلول در فاز مذاب اطراف ذرات جامد با شعاع های مختلف در دوغاب نیمه جامد (۲)

در نتیجه شیب غلظتی ایجاد شده، اتم های آلومینیم از اطراف ذرات بزرگتر به پیرامون ذرات کوچکتر نفوذ می کنند و همزمان اتم های منیزیم نفوذ را در جهت عکس اتم های آلومینیم انجام می دهند. این پدیده در نهایت منجر به حل شدن ذرات کوچکتر و رشد ذرات بزرگتر خواهد شد. در نتیجه، قطر متوسط ذرات افزایش و تعداد ذرات کاهش پیدا خواهد کرد. (۲)

در اثر اختلاف غلظت بین ذرات کوچک و بزرگ، یک به اصطلاح زوج نفوذی بین آنها تشکیل می شود. شدت جریان اتم های محلول را می توان بدین صورت بیان کرد:

$$g_1 = -D_1 \frac{C_L^{r1} - C_L^{r2}}{d} \quad (10)$$

که در آن D_1 ضریب نفوذ محلول و d فاصله بین دو ذره جامد کوچک و بزرگ هستند. C_L^{r1} و C_L^{r2} نیز غلظت آلومینیم در اطراف ذرات بزرگ و کوچک می باشند. چگالی جریان اتم های محلول (آلومینیم)، g_1 را می توان برابر با چگالی جریان اتم های محلول (منیزیم) در نظر گرفت ($g_2 = g_1$) که g_2 از طرف ذرات کوچک به مایع مجاور آنهاست. (۲)

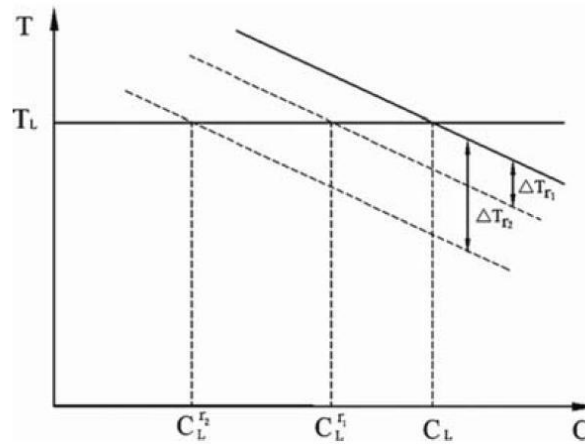
$$g_2 = C_L^{r2} (1 - K_0) \frac{dr}{dt} \quad (11)$$

با ادغام دو رابطه ۹ و ۱۰ می توان روابط را ساده و به شکل زیر تبدیل کرد:

$$-D_1 \frac{C_L^{r1} - C_L^{r2}}{d} = C_L^{r2} (1 - k_0) \frac{dr}{dt} \quad (12)$$

$$\frac{dr}{dt} = \frac{D_1}{d C_L^{r2} (h - k_0) * (C_L^{r2} - C_L^{r1})} \quad (13)$$

تغییرات دمای لیکویدوس تحت تأثیر انحنای فصل مشترک به طور شماتیک در شکل ۱۸ نشان داده شده است.



شکل ۱۸- شماتیک تغییرات دمای لیکویدوس به صورت تابعی از انحنای فصل مشترک

براساس روابط هندسی موجود در شکل ۱۸ ، می توان عبارات زیر را به دست آورد:

$$C_L^{r1} = C_L - \frac{\Delta T_{r1}}{m} \quad (14)$$

$$C_L^{r2} = C_L - \frac{\Delta T_{r2}}{m} \quad (15)$$

که در آن m شیب خط لیکویدوس و C_L غلظت متوسط مایع می باشند. با قرار دادن ۱۲ و ۱۳ در ۱۱ ، می توان روابط زیر را بدست آورد:

$$\frac{dr}{dt} = \frac{D_1}{dC_L^{r^2}(1-k_0) * m * (\Delta T_{r1} - \Delta T_{r2}^1)} \quad (16)$$

با قراردادن روابط ۷ و ۸ در رابطه بالا ، داریم:

$$\frac{dr}{dt} = \frac{D_1}{dC_L^{r^2}(1-k_0)m} (\Delta T_{r1} - \Delta T_{r2}) \quad (17)$$

اگر r_1 و r_2 به ترتیب با شعاع متوسط ذرات در دوغاب r_0 و قطر هر ذره موردنظر r جایگزین شوند داریم:

$$\frac{dr}{dt} = \frac{D_L}{dC_L^{r^2}(1-k_0)m} \frac{2\sigma\Delta VT_m}{\Delta H} \left(\frac{1}{r_1} - \frac{1}{r_2} \right) \quad (18)$$

از روابط بالا می توان نتیجه گرفت:

(۱): وقتی $r = r_0$ ، $dr/dt=0$ (اینکه با گذشت زمان قطر ذره جامد تغییر نمی کند)

(۲): وقتی $r < r_0$ ، $dr/dt < 0$ (اینکه ذره جامد با سرعت افزایشده ای حل می شود)

(۳): وقتی $r > r_0$ ، $dr/dt > 0$ (اینکه ذره جامد رشد کرده و بزرگتر می شود)

با توجه به مطالب گفته شده، برای تهیه یک دوغاب مناسب، باید زمان نگهداری آن در محدوده دمایی نیمه

جامد قبل از شکل دهی، حداقل باشد. (۲)

۷- تاثیر عوامل تولید روی خواص دوغاب و قطعه تولیدی آلیاژ منیزیم:

۷-۱- اثر جنس قالب

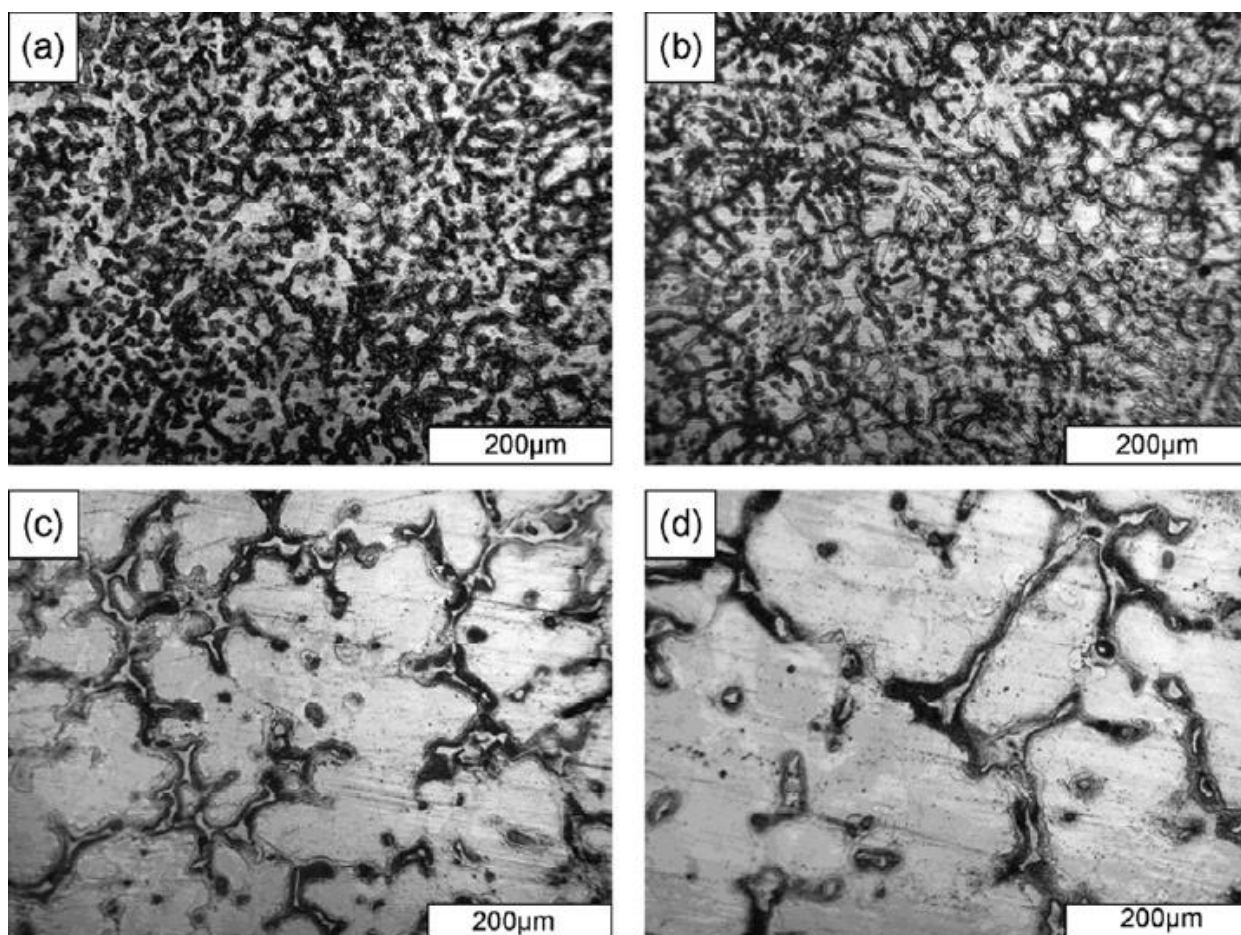
در روش های تولید دوغاب از ماده اولیه جامد، جنس قالبی که ماده اولیه درون آن منجمد شده، تأثیر

زیادی روی ساختار دوغاب تولید شده دارد . اگر انجماد اولیه در قالب های دارای ضریب هدایت حرارتی بالا

صورت گیرد، ریزساختار جامد اولیه ظریف و متشکل از دندریت هایی باریک احاطه شده با لایه نازکی از

ترکیب یونکتیکی خواهد بود.(۶)

قالب های فلزی و گرافیتی از جمله قالب هایی هستند که منجر به تولید چنین ساختاری می شوند ولی در صورت انجام ریخته گری اولیه در قالب هایی با هدایت حرارتی کم مثلاً قالب هایی از جنس ماسه و یا خاک نسوز ریزساختار اولیه بسیار درشت خواهد بود . در این صورت دندریت ها بسیار درشت هستند و مورفولوژی گلبرگی شکل دارند و توسط لایه ای ضخیم از ترکیب یوتکتیکی از هم جدا شده اند شکل ۱۹ ریز ساختار های ریختگی نمونه های ریخته شده در قالب هایی از جنس گرافیت، فلز، ماسه و خاک نسوز را نشان می دهد. (۶)



شکل ۱۹- ساختار دندریت های $\alpha - Mg$ در ساختار ریختگی آلیاژ AZ91D منجمد شده در قالب های: (a) گرافیتی (b) فلزی (c) ماسه ای (d) خاک نسوز (۶)

هر چه ریزساختار جامد اولیه ظریف تر باشد ریز ساختار نهایی نیز ظریف تر خواهد بود زیرا در این حالت ، ساختار اولیه از تعداد زیادی دندریت های ظریف تشکیل شده که در طی فرایند موجب تشکیل تعداد زیادی

ذرات جامد خواهند شد.

همچنین با افزایش قدرت سرد کنندگی قالب اولیه و ریزتر شدن ساختار جامد اولیه ، تشکیل ذرات α -Mg در جامد نهایی منظم تر و کرووی تر خواهد بود . این مسئله را می توان بدین صورت توجیح کرد که هر چه ریزساختار اولیه ظریف تر باشد تبدیل شدن ذرات جامد موجود در دوغاب از حالت دندریتی و نامنظم به شکل کرووی نیازمند زمان کمتری خواهد بود و در نتیجه به ازای شرایط یکسان تولید، ریزساختار منظم تر و کرووی تری نسبت به تولید از ریزساختار اولیه خشن به دست خواهد آمد. (۶)

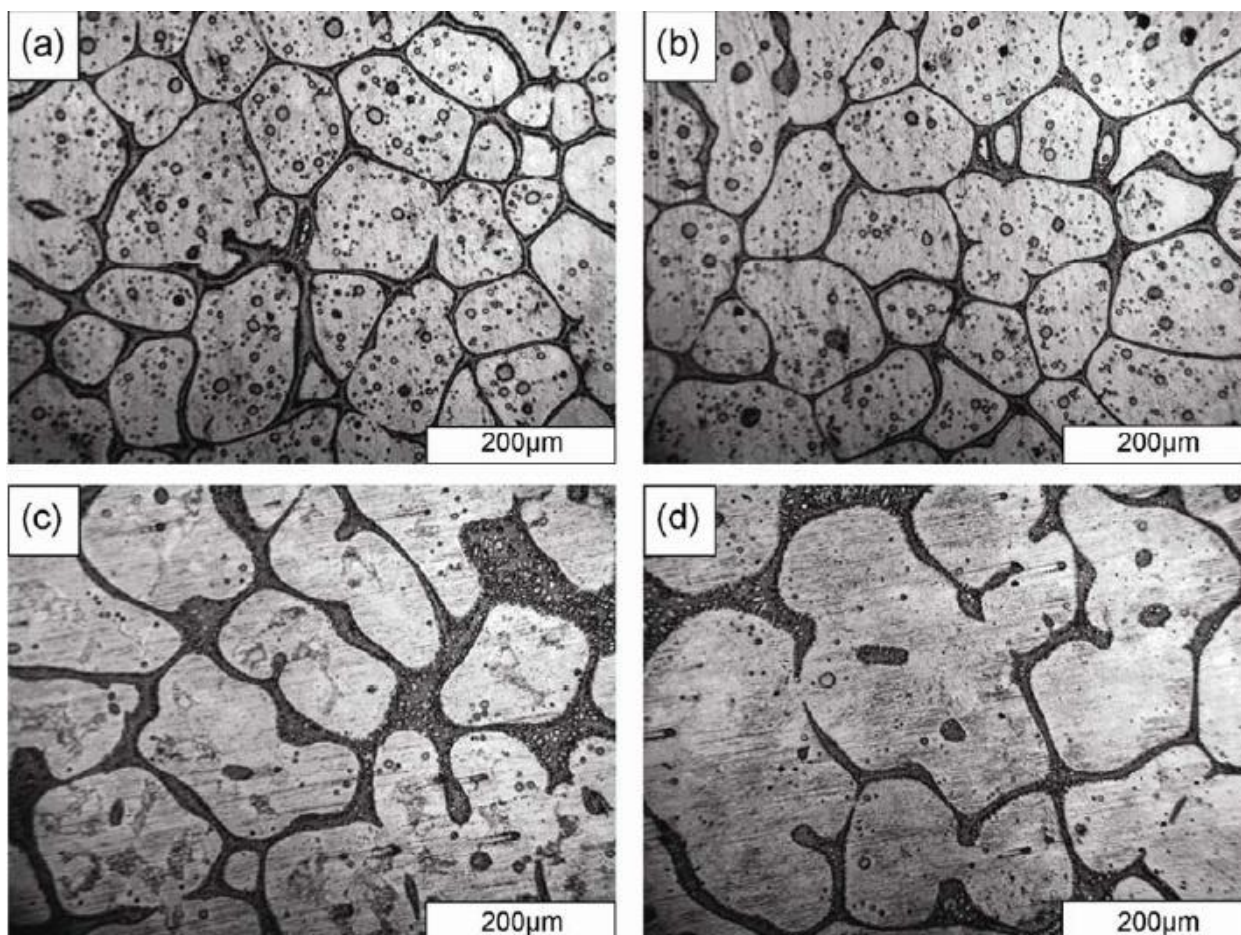
در مورد نمونه های تولید شده از ماده اولیه جامد ریخته شده در قالب های فلزی و گرافیتی ، کسر ترکیب یوتکتیک کمتر است ، که نشان می دهد در دوغاب مربوط به این نمونه ها ، کسر فاز مذاب کمتر از دوغاب تولید از ساختارهای اولیه درشت دانه بوده است . زیرا با افزایش سرعت انجماد اولیه نفوذ کمتری صورت می گیرد و اتم های آلومینیم فرصت کمتری برای خروج از فاز و پس زده شدن به درون مذاب را دارند . پس حجم مذاب نهایی که با ترکیب یوتکتیک منجمد می شود کمتر از حالتی است که انجماد در قالب ماسه ای صورت گیرد. (۶)

همانطور که گفته شد در طی مرحله ذوب جزئی، ابتدا ترکیب یوتکتیکی ذوب می شود و هرچه کسر حجمی این ترکیب بیشتر باشد کسر حجمی مذاب بیشتر خواهد بود . قابلیت سیلان دوغاب تولید شده ماده اولیه ریزدانه بسیار بهتر از دوغاب تولید شده از ماده اولیه با ساختار خشن است چون در دوغاب تولید شده از ماده اولیه با ساختار ظریف ، ذرات جامد α -Mg ریزتر و کرووی تر هستند و این باعث بهبود خواص سیلانی می شود.

استفاده از مواد اولیه منجمد شده در قالب فلزی یا گرافیتی ، موجب تولید قطعاتی با تراکم بیشتر و حفره کمتر می شود زیرا اکثر حفره های مشاهده شده در قطعات تولید به روش نیمه جامد مک های انقباضی هستند که در اثر انقباض فاز مذاب در مرحله انجماد نهایی در قالب تشکیل می شوند پس هر چه کسر مذاب کمتر باشد احتمال تشکیل این مک ها نیز کمتر است و همانطور که گفته شد با استفاده از مواد اولیه ریزدانه می توان کسر فاز مذاب در دوغاب را کاهش داد.

در صورتیکه ماده جامد اولیه مورد استفاده در قالب فلزی یا گرافیتی تولید شده باشد، در ریزساختار نهایی ممکن است شاهد ذرات جامد به شکل بازوهای ثانویه دندریتی باشیم. این پدیده در اثر فرآیند خرد شدن ذوبی باند های ثانویه دندریت ها است. همانطور که گفته شد این فرآیند فقط در مورد ریزساختار های اولیه ظریف رخ می دهد. پس در قطعاتی که ماده اولیه آنها در قالب ماسه ای منجمد شده تکه های دندریت مشاهده نمی شود شکل ۲۰ ریزساختار منجمد شده از حالت نیمه جامد را برای دوغاب های تولیدی نشان می-

دهد. (۶)



شکل ۲۰- دانه های بی نظم $\alpha - Mg$ در آلیاژ نیمه جامد AZ91D تولیدی از ساختارهای ریخته گری شده در قالب های: (a) گرافیتی (b) فلزی (c) ماسه ای (d) خاک نسوز (۶)

۷-۲- اثر ترکیب شیمیایی

در واقع ترکیب شیمیایی اصلی ترین عامل تعیین کننده خواص دوغاب و قطعه تولید است ولی چون آلیاژ

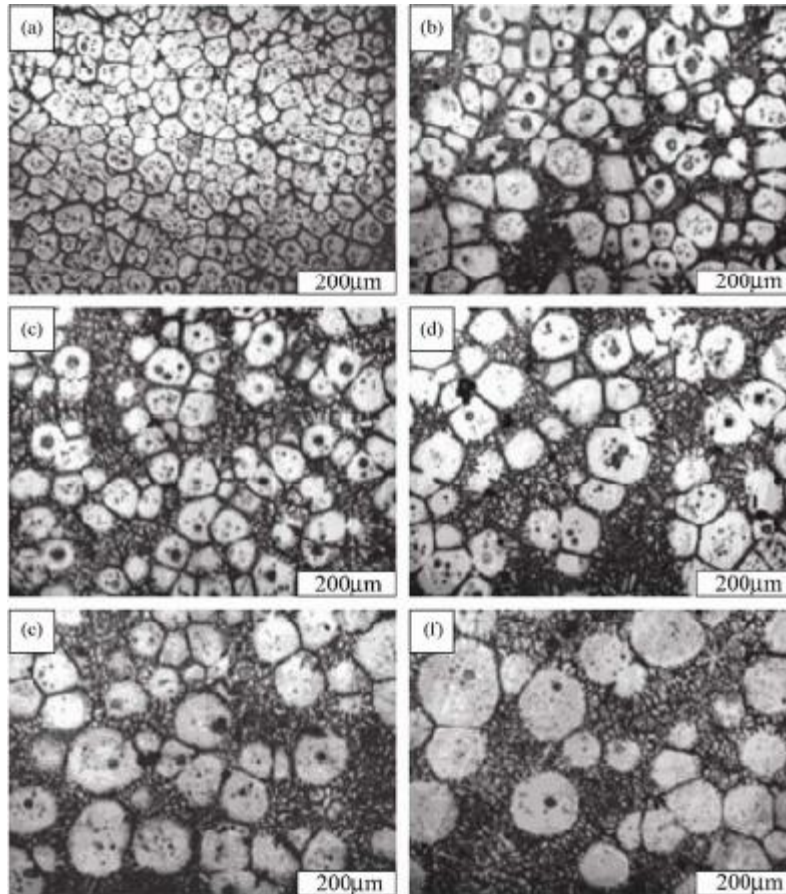
مورد بررسی در این تحقیق AZ91D است ، انحرافات جزئی از ترکیب این آلیاژ را مورد بررسی قرار می دهیم .افزایش میزان هر یک از عناصر آلومینیم یا روی موجب نزدیک تر شدن ترکیب شیمیایی به نقطه یوتکتیک می شود . روی در ساختار بصورت محلول در منیزیم وجود دارد و می توان گفت به جای اتم های آلومینیم می نشینند . به طوری که Y را می توان بصورت $Mg_{17}(Al+Zn)_{12}$ نشان داد . با افزایش درصد آلومینیم یا روی نزدیک شدن ترکیب به نقطه یوتکتیک کسر فاز مذاب در دوغاب و در نتیجه کسر فاز یوتکتیکی در محصول نهایی افزایش می یابد . همچنین به علت افزایش کسر فاز مذاب ، میزان حفره های انقباضی در جامد نهایی افزایش و تراکم قطعه کاهش پیدا می کند. (۹)

افزایش درصد روی یک اثر مثبت بر آلیاژ دارد که افزایش دامنه انجماد آن است . به این صورت، دوغاب تولید شده حساسیت کمتری نسبت به دما دارد و قابلیت فرم پذیری و سیلان پذیری بهتری پیدا می کند. (۹)

۷-۳- مدت زمان نگهداری دوغاب

زمان نگاه داشتن دوغاب در دمای ثابت مورد نظر در روش های تولید دوغاب از ماده اولیه جامد می تواند آثار مهمی داشته باشد . با افزایش زمان ذکر شده نفوذ بیشتری شکل می گیرد ، لذا ذرات جامد کروی تر و بزرگ تر می شوند . همچنین مقدار آنها کاهش پیدا می کند . اگر شرایط تعادلی را در نظر بگیریم ، با افزایش زمان نگهداری، کسر حجمی مذاب در دوغاب نباید تغییر کند (طبق قانون شل) ولی از آنجا که فرایندها عملاً غیر تعادلی هستند ، در روش تولید دوغاب از مذاب با افزایش زمان نگهداری، کسر حجمی مذاب کاهش می یابد و در روش تولید از ماده اولیه جامد با افزایش زمان نگهداری دوغاب، کسر حجمی مذاب افزایش می یابد. (۲)

نگاهداری بیشتر مذاب به علت ایجاد ذرات جامد درشت تر ، خواص سیلانی دوغاب را کاهش می دهد . همچنین در صورتیکه پدیده خردشدن ذوبی بازوهای ثانویه دندریت ها در طی تولید دوغاب اتفاق افتاده باشد ، با افزایش زمان نگهداری ، مورفولوژی به حالات کروی نزدیک تر شده و احتمال مشاهده قطعات دندریتی شکل در ریزساختار نهایی کاهش می یابد. (شکل ۲۱)



شکل ۲۱- ریز ساختار نیمه جامد آلیاژ AZ91D پس از ذوب جزئی در 575°C با زمان های نگهداری مختلف: (a) ۰ دقیقه (b) ۵ دقیقه (c) ۱۰ دقیقه (d) ۲۰ دقیقه (e) ۳۰ دقیقه (f) ۶۰ دقیقه (۲)

۷-۴- دمای تولید دوغاب

دمای تولید دوغاب تأثیر زیادی روی خواص دوغاب و جامد حاصل از آن دارد. هرچه این دما بیشتر باشد کسر حجمی مذاب بیشتر است و در نتیجه کسر حجمی فاز یوتکتیک در جامد نهایی بیشتر خواهد بود. بیشتر بودن کسر حجمی مذاب در دوغاب همچنین باعث کاهش تراکم و افزایش حفره های انقباضی در محصول و بهبود خواص سیلانی دوغاب می شود. (۲)

در دماهای بالاتر به خاطر افزایش ضریب نفوذ جامد و مذاب، پدیده های کروی شدن ذرات جامد و رشد آنها با سرعت بیشتری انجام می شود. پس ساختار حاصل از دوغاب تولید شده در دمای بالاتر محتوای ذرات بزرگ تر و کروی تری خواهد بود. همچنین به علت کاهش سرعت انجماد و افزایش فاز جامد فازی و تکتیک و فاز ثانویه نیز مورفولوژی خشن تری پیدا خواهند کرد. (۲)

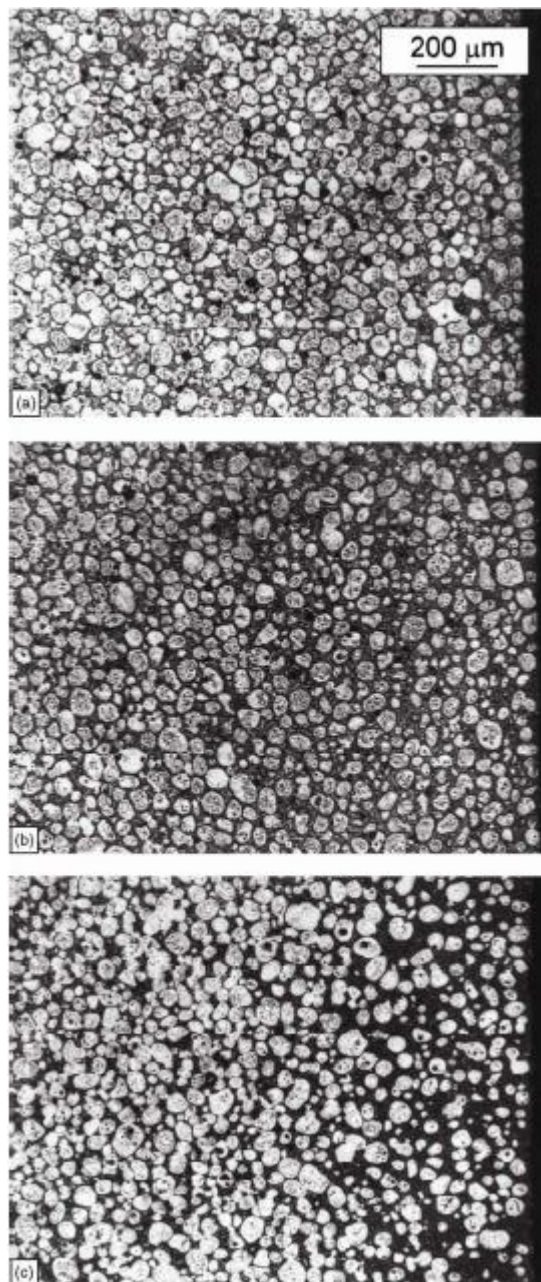
۷-۵- اثر تغییر فرم و اعمال کار سرد

جامد مورد استفاده جهت تولید دوغاب تحت ، SIMA در روش ذوب القا شده توسط کرنش مقدار قابل توجهی کار سرد قرار گرفته . در اثر کار سرد ساختار در جهت تغییر شکل کشیده می شود و دندریت ها و مرز دانه ها تغییر شکل داده و حتی شکسته می شوند . با بالا رفتن دما ، تبلور مجدد صورت می گیرد و هر دانه به چندین دانه فرعی تبدیل می شود . پس در حالات کلی کار سرد کردن اثر شبیه به ریزدانه کردن خواهد داشت. (۶)

با افزایش میزان کار سرد اندازه ذرات نهایی کوچکتر خواهد شد و مورفولوژی آنها منظم تر و کروی تر خواهد بود همچنین توزیع یکنواخت تری از اندازه ذرات بدست می آید.

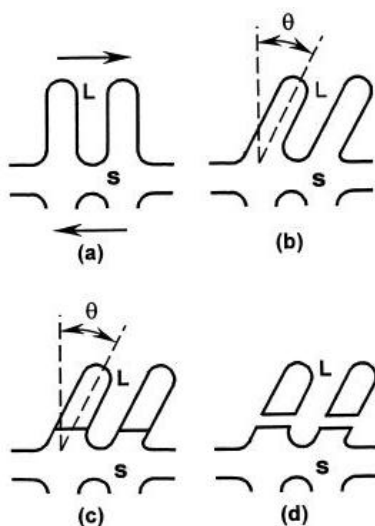
با بالاتر رفتن درصد کار سرد ، کسر حجمی فاز مذاب در دوغاب و در نتیجه کسر حجمی فاز یوتکتیک در محصول نهایی افزایش می یابد . این به خاطر ایجاد نواحی غنی از آلومینیم در طول مرزهای فرعی است که دارای نقطه ذوب پایین می باشند و با فاصله کمی پس از ذوب شدن ترکیب یوتکتیک ذوب می شوند . به علت ریزتر شدن ذرات جامد و افزایش کسر حجمی فاز مذاب، دوغاب تولید شده از ماده اولیه کار سرد شده، قابلیت سیلان بهتری دارد. (۶)

شکل ۲۳ ریزساختارهای مربوط به شکل ۲۲ را پس از اعمال ۲۰٪ تغییر شکل نشان می دهد.



شکل ۲۲- ریز ساختار نواحی مختلف قطعه تولیدی از آلیاژ AZ91D به روش تزریق دوغاب نیمه جامد (۸)

بطور شماتیک نشان داده شده است. این نظریه دارای ایراداتی است که بعدها آن را به چالش کشاند. از جمله اینکه آیا مقدار برش اعمالی به مذاب جهت ایجاد چنین گشتاوری کافی است و نیز اینکه ممکن است مرزهای با زاویه کم که در تصویر دوبعدی دیده میشوند، ممکن است بخشی از یک دندیت یا رزت سه بعدی باشند. (۸)



شکل ۲۴- تصویر شماتیک مکانیزم پیشنهادی ووگل در جدا شدن بازوهای دندریتی (۸)

۸-۲- ذوب ریشه بازوهای دندریتی:

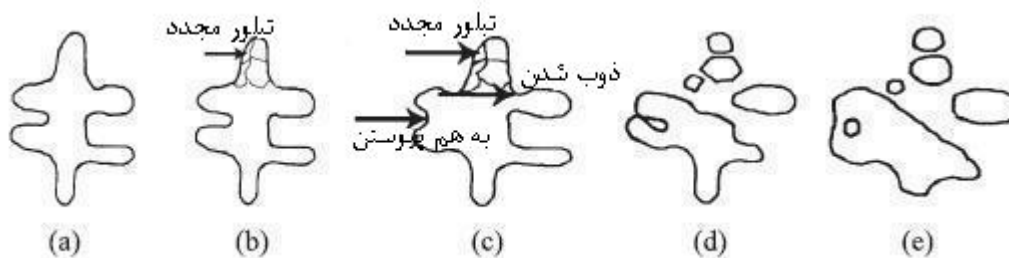
با توجه به نظریه فلمینگز در اثر حبس شدن مذاب در فاصله بازوهای دندریتی، غلظت موضعی این قسمت از مذاب افزایش یافته و ایجاد شیب غلظتی در نواحی بین دندریتی می کند که در نهایت باعث حل شدن ریشه بازوها شده و جدایش آنها اتفاق می افتد. وجود عیوب ناشی از اعمال کار سرد این پدیده را تشدید می کند. (۸)

۸-۳- مکانیزم رشد کنترل شده:

طبق این نظریه در سیلانهای کم، نیروی برشی توانایی جدا کردن بازوهای دندریتی را ندارد ولی بطور حتم میتواند ضخامت لایه نفوذی اطراف ذرات یا بازوهای در حال رشد را کنترل کند. به این صورت با کنترل یکنواخت این لایه، امکان رشد بصورت رزتی فراهم می شود. (۱)

۸-۴- مکانیزم به هم پیوستن:

اگر فضای بین دو بازوی دندریت کم باشد، دو بازو به هم میرسند و به یک ریز ساختار درشت با مقداری مایع محبوس در داخل آن در هنگام حرارت دهی تبدیل می شود. با گذشت زمان در اثر حرارت ریزساختار به صورت کروی در می آید. در شکل ۲۵ این سه مکانیزم به وضوح دیده می شود. (۱)



شکل ۲۵ - (a) بعد از تغییر فرم پلاستیک ، ساختار دندریتی شکسته شده به دست می آید. (b) تبلور مجدد در هنگام گذر از دمای تبلور مجدد شروع می شود. (c) متعاقباً فرایندهای ذوب شدن و پیوستن به یکدیگر و نفوذ مایع در مرزخانه های تبلور مجدد یافته شروع می گردد. (d, e) با ادامه حرارت دهی، اجزاء ذوب شده و تبلور مجدد یافته از دندریت اولیه جدا می شود و بقیه دندریت های ترکیب شده با مایع محصور در داخل آنها به حالت کروی تر تبدیل می شود. (۱)

۹- عوامل تأثیرگذار بر فرایندهای حالت نیمه جامد:

۹-۱- کسر حجمی جامد:

مخلوطهای نیمه جامد با توجه به ساختار ویژه شان خواص متمایز و ممتازی از لحاظ تغییر شکل و رئولوژی از خود نشان میدهند که این خواص تحت تأثیر کسر حجمی جامد قرار دارد و کسر حجمی، به نوبه ی خود متأثر از دما می باشد. اگر درصد کسر حجمی جامد در مخلوط جامد-مذاب افزایش پیدا کند، اندازه متوسط ذرات افزایش می یابد. این افزایش اندازه ذرات را به این صورت می توان توضیح داد که با کاهش درجه حرارت (افزایش کسر حجمی فاز جامد اولیه) ذرات اجازه رشد بیشتری پیدا کرده و نیز احتمال برخورد و اتصال بین ذرات جامد افزایش پیدا می کند، که بدین ترتیب افزایش ابعاد ذرات را به دنبال خواهند داشت. این اتصال ذرات فاز جامد اولیه اصطلاحاً آگلومراسیون نامیده می شود. با ایجاد اتصال بین ذرات و به وجود آمدن پدیده آگلومراسیون، میزان مایع به دام افتاده بیشتری نیز مشاهده می شود. با افزایش کسر حجمی

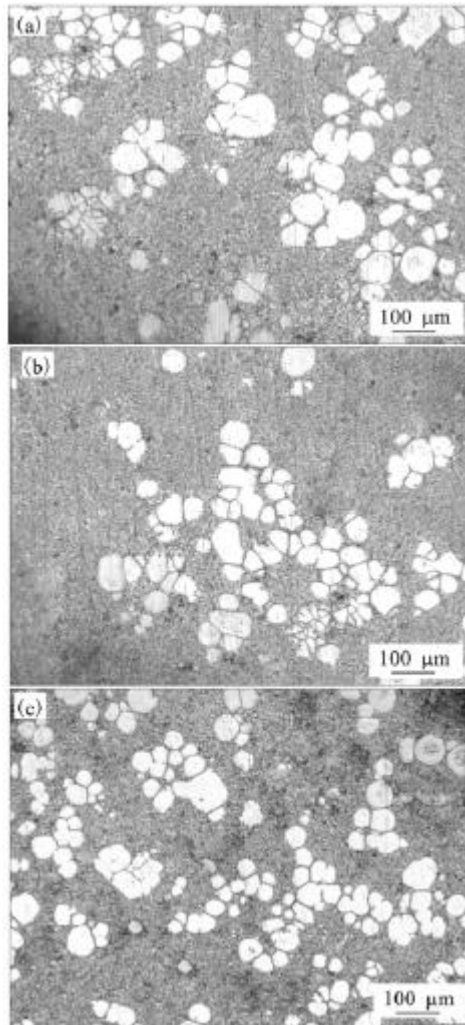
فاز جامد اولیه ، اندازه متوسط ذرات افزایش پیدا کرده و فاکتور شکل کاهش می یابد که این می تواند به دلیل افزایش میزان آگلومراسیون ذرات فاز اولیه باشد. (۸)

۹-۲- سرعت سرد کردن:

سرعت سرد کردن بر روی اندازه ذرات موثر است و تاثیر بسزایی در ویسکوزیته نیمه جامد دارد. همچنین کاهش سرعت سرد کردن در مرحله تولید دوغاب، باعث می شود تا ذرات اولیه بزرگ با گوشه های گرد تر ایجاد شود به طوریکه درصد کمتری مذاب به دام افتاده وجود داشته باشد و در نتیجه باعث افزایش سیالیت می شود. سرعت سرد کردن باید بالا باشد تا میزان دقیق فاز مایع در حالت نیمه جامد بعد از سریع سرد کردن نمایان شود؛ چرا که میزان فاز مایعی که اطراف فاز جامد را احاطه میکند با کاهش نرخ سرد شدن افزایش می یابد. از طرف دیگر میزان مایع درون دانه های جامد کروی نیز با تغییر سرعت سرد کردن نمونه ها تغییر می کند. (۸)

۹-۳- سرعت و مدت زمان برش مذاب:

با کاهش اندازه متوسط ذرات فاز اولیه با افزایش سرعت هم زدن مکانیکی فاکتور شکل افزایش یافته و ذرات به مورفولوژی کروی نزدیک می شوند. در این حالت میزان مایع به دام افتاده کاهش می یابد. این پدیده ممکن است به دلیل کاهش در میزان آگلومراسیون ذرات فاز اولیه در اثر افزایش سرعت همزدن مکانیکی باشد مهمترین تاثیر افزایش نرخ برش ، افزایش فاکتور شکل و نزدیک شدن به مورفولوژی کروی می باشد ولی در بررسی تاثیر آن بر ابعاد ذرات فاز اولیه، کاهش اندازه ذرات می تواند به دلیل افزایش شکست ساختاری در اثر افزایش سرعت هم زدن مکانیکی باشد. افزایش سرعت هم زدن مکانیکی و کوتاه بودن مدت زمان هم زدن به صورت هم دما ، ذرات با اندازه متوسط کوچکتر و فاکتور شکل بالاتر را بدست خواهد داد. افزایش مدت زمان هم زدن مکانیکی سبب وقوع پدیده های درشت شدن و آگلومراسیون ذرات فاز اولیه می گردد؛ همچنین استفاده از سرعت های هم زدن بالاتر، کاهش در میزان آگلومراسیون ذرات فاز اولیه و افزایش احتمالی شکست ساختاری را به دنبال خواهد داشت. (۱) شکل ۲۶ تاثیر سرعت برشی روی میکروساختار آلیاژ AZ91D نشان می دهد. (۱۱)



شکل ۲۶ - میکروساختار آلیاژ AZ91D تحت سرعت های پیچشی مختلف.

(a) $N=200^{\circ}/min$ (b) $N=400^{\circ}/min$ (c) $N=800^{\circ}/min$ (۱۱)

۹-۴- ویسکوزیته:

عوامل مختلفی از جمله سرعت برش، سرعت سرد کردن، درجه حرارت و زمان بر روی گرانروی در مخلوط مذاب - جامد تأثیر گذار میباشند. با افزایش دما ویسکوزیته کاهش می یابد. همچنین با افزایش نرخ برش ویسکوزیته کاهش می یابد که بستگی به واکنش بین ذرات جامد دارد. البته در نرخ برشی کم ویسکوزیته به نرخ برشی حساس نیست. باید توجه داشت که در یک نرخ برش ثابت با گذشت زمان ویسکوزیته کاهش می یابد و بعد از مدتی به پایداری می رسد که در این مرحله آگلومره شدن ذرات اتفاق می افتد. مرحله اول ویسکوزیته به سرعت کاهش می یابد، زیرا باندهای موجود دارای استحکام بیشتری است و با افزایش نرخ برش می توان این باندها را از هم جدا کرد. ولی در عین حال میزان تصادم ذرات بیشتر می شود.

هم چنین کسر حجمی فاز جامد بر گرانروی مخلوطهای نیمه جامد تأثیر می گذارد. در حقیقت پر شدن بدون تلاطم قالب که از گرانروی بالا و قابل کنترل مخلوطهای نیمه جامد نتیجه میشود، عامل اصلی در توجه به این مخلوطها و مهم ترین خصوصیت آنهاست. این آلیاژها دارای خصوصیات تیکسوتروپیکی بوده و با توجه به شرایط فرآیند، گرانروی آنها کاهش یافته و در نتیجه قابلیت ریخته گری و تغییر شکل این مواد به سادگی فراهم میشود. همان طور که قبلاً اشاره شد گرانروی مخلوطهای نیمه جامد نسبت به مذاب بالاتر است که این امر سبب پر شدن آرام و بدون تلاطم قالب و ایجاد خواص ممتاز در قطعات شکل یافته، می شود. اسپینسر نشان داد که مخلوطهای نیمه جامد تحت تکان خوردن شدید در کسر جامد بالاتر از ۰/۲ مانند یک مانع غیرنیوتنی با گرانروی ظاهری کمتری نسبت به مخلوطهای دندریتی بدون تکان خوردن عمل می کند. (۱۲)

۹-۵- میزان کرویت ذرات فاز جامد:

یکی از پارامترهای اصلی سنجش ریزساختار مواد نیمه جامد، میزان کرویت ذرات فاز جامد اولیه است. این پارامتر نشانگر میزان تحول ریزساختار از حالت دندریتی به حالت کروی است و توسط فاکتور شکل اندازه گیری می شود. رابطه زیر معیار ساده اندازه گیری فاکتور شکل و میزان کرویت را ارائه می کند:

$$F = \frac{4\pi A}{P^2}$$

A: مساحت گلبول

P: محیط گلبول

این مقدار به عنوان فاکتور شکل عددی کوچکتر از ۱ به دست می دهد که هر چه به ۱ نزدیکتر شود نشانگر این است که ذرات کروی تر هستند. همچنین افزایش نرخ برش و کاهش نرخ سرد کردن باعث افزایش مورفولوژی کروی شکل میشود.

مخلوطهای نیمه جامد با کسر جامد زیر ۰/۶ درصد و مورفولوژی جامد کروی شکل که در اثر همزدن مذاب حاصل می شود، دو خاصیت ویژه را از خود نشان می دهند که تمامی خصوصیات رئولوژیکی این مخلوطها از

یک یا هر دوی این خواص نتیجه می شود.

۱- خاصیت تیکسوتروپیک : بستگی زمانی حالت ناپایدار گرانروی در یک نرخ برش داده شده را توصیف می کند.

۲- خاصیت شبه-پلاستیسیته : مربوط به وابستگی نرخ برش در حالت پایدار گرانروی است .حالت پایدار حالتی است که در آن گرانروی مخلوطهای نیمه جامد -با کسر جامد و نرخ برش ثابت باافزایش زمان تکان دادن تغییر نمی کند .بنابراین برای یک آلیاژ، حالت پایدار گرانروی تابعی از کسر جامد و نرخ برش می باشد.

در توجیه این مطلب گفته شده است که ویسکوزیته در حالت پایدار به میزان آگلومراسیون و دی آگلومراسیون بستگی دارد یا به عبارت صحیح تر نتیجه تعادل دینامیکی بین فرآیندهای آگلومراسیون و دی آگلومراسیون است. در فرآیند آگلومراسیون دانه های با جهت گیری مناسب به هم برخورد کرده و ساختارهایی را به وجود می آورند که تعیین کننده بزرگی ویسکوزیته هستند. (۱۲)

۱۰- مواد مصرفی در فرآیند نیمه جامد:

از جمله شرایط لازم و اساسی آلیاژها جهت استفاده در فرایند ریخته گری نیمه جامد می توان به موارد زیر اشاره نمود:

مواد باید به اندازه کافی دامنه انجماد داشته و استحاله از سالیدوس تا لیکوئیدوس بصورت پیوسته باشد.ضمن اینکه مواد باید دارای قابلیت تشکیل گلبولهای غیردندریتی جامد باشند. در آلیاژهای حاوی دو پارامتر فوق، ویسکوزیته به شدت هنگام اعمال تنش برشی در حالت نیمه جامد کاهش می یابد.

نکته مهم دیگر در رابطه با ماده مصرفی جهت فرآیند شکل دهی نیمه جامد، مقدار کسر حجمی جامد میباشد. افزایش این پارامتر باعث افزایش تنش برشی لازم جهت شکل دهی می گردد. (۸)

۱۱- مزایای ریخته گری نیمه جامد

- ۱- ساختار ریزتر و یکنواخت تر است.
- ۲- ویسکوزیته بالاتر از فلز مذاب و قابلیت تنظیم ویسکوزیته مورد نظر، که نتیجه آن کاهش اکسیداسیون ، ورود گاز کمتر، سرعت شکل دهی بالاتر، کیفیت سطحی بالاتر، قابلیت اتوماسیون بیشتر، ایجاد فرآیندهای تولید شکل دهی جدید می باشد.
- ۳- خواص مکانیکی مطلوب تر مثل استحکام کششی بالاتر که این ناشی از ساختار غیر دندریتی ، سرعت انجماد یکنواخت تر ، ساختار دانه ریز کاملاً یکنواخت می باشد.
- ۴- در دمای کمتر نسبت به مذاب رخ می دهد، لذا سرعت بالاتر شکل گیری ، سرعت بالاتر ریخته گری پیوسته ، افزایش عمر قالب ، هدر رفتن کمتر انرژی و شکل دهی راحتتر فلزات با نقطه ذوب بالا قابل حصول است.
- ۵- در زمان ریخته گری در قالب، ذرات جامد در مذاب وجود دارد که باعث انقباض کمتر در نتیجه ، جدایش میکرو کمتر و ساختار ریز دانه ترمی گردد.
- ۶- نیروی مورد نیاز برای شکل دهی کمتر از حالت جامد می باشد ، در نتیجه شکل دهی راحتتر و سریعتر انجام می شود.
- ۷- تولید آلیاژهایی با دامنه انجماد زیاد در این شیوه به راحتی امکان پذیر است. (۱)
- ۸- نسبت خواص مکانیکی به وزن قطعات افزایش می یابد . لذا قطعات تولید شده به این روش در صنعت خودرو ، وزن خودرو را کاهش می دهد که باعث کاهش مصرف سوخت و آلودگی هوا می گردد.
- ۹- کاهش زمان تولید به دلیل کم بودن زمان لازم برای انتقال حرارت (به علت کاهش دمای ریختن)
- ۱۰- امکان تولید قطعات با تنوع شکلی بیشتر (قطعاتی که دارای اختلاف زیادی در مقاطع خود هستند) و همچنین تولید قطعات با تلورانس ابعادی بسیار مانند دیواره های نازک تا حد یک میلیمتر (موجب کمتر شدن ماشین کاری و طراحی آسانتر می گردد) (۱۰)
- ۱۱- افزایش کیفیت تولید به دلیل کاهش انقباض و نبود نقض حفرات در قطعه ، همگن بودن توزیع فازها ،

کاهش استفاده از روانکار برای شکل دادن

۱۲- به دلیل عدم وجود حفرات گازی وانقباضی، این آلیاژها مناسب برای عملیات حرارتی و جوشکاری هستند. (۱)

۱۲- معایب و محدودیت های شیوه نیمه جامد

۱- جدایش مذاب از جامد

۲- توزیع ناهمگن عناصر آلیاژی: به علت گرادیان فشار در قالب، یک شیب غلظتی از عناصر آلیاژی ممکن است در جهت عرضی نمونه ایجاد شود. در بعضی از آلیاژها به کمک عملیات حرارتی مناسب می توان توزیع همگن از عناصر آلیاژی را به دست آورد اما در عین حال ممکن است عملیات حرارتی باعث خشن شدن دانه ها شود که در این صورت باید از یک درجه حرارت بهینه استفاده کرد تا این که بتوان از رشد دانه ها جلوگیری کرد.

۳- ترکهای ریز سطحی: ترکهای ریزی در سطح نمونه های تزریق شده مشاهده میشود. عوامل مختلفی در ایجاد ترکهای سطحی نقش دارند. از جمله میتوان به درجه حرارت تغییرفرم و سرعت تغییرفرم اشاره کرد. در یک درجه حرارت ثابت تزریق، هر چه سرعت تغییرفرم کمتر باشد، از شکنندگی داغ و ترکهای سطحی جلوگیری میشود. هر چه درجه حرارت تزریق (درصد فاز مذاب) بیشتر باشد، بایستی سرعت تزریق کمتر شود تا محصولات سالم حاصل شوند. (۱۰)

۴- منابع کم مواد اولیه.

۵- قیمت بالای مواد اولیه و نیاز به سرمایه زیاد.

۶- ویژگی های خاص مواد اولیه.

۷- گرانی ابراز برای طراحی های ویژه.

۸- نیاز به مهارت زیاد اپراتور در هم زدن (۱)

۱۳-کاربردها:

- ۱- تولید قطعات هوایی : اتصالات الکتریکی.
- ۲- تولید قطعات نظامی.
- ۳- تولید قطعات اتومبیل سازی :چرخ های اتومبیل ، سیلندر ، ترمز
- ۴- شکل دادن مواد کامپوزیتی
- ۵- خالص کردن مواد
- ۶- تولید قطعات صنعتی – تزئینی : بدنه والو، اتصالات لوله (۱۰)

منابع:

- ۱- علی دلیلی، فرایندهای تولید مخلوط مذاب-جامد، سمینار کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، پاییز ۸۵
- 2- J.g.Wang, H.Q. Lin, H.Y. Wang, Q.C. Jiang, Effects of different processing parameters on the semisolid microstructure of the AZ91D alloy during partial remelting, *Journal of Alloys and Compounds* 466 (2008) 98-105
- ۳- علی قاسمی، شکل دهی مخلوط های نیمه جامد، سمینار کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، زمستان ۸۴
- 4- JIANG Ju-ft, LUO Shou-jing , ZOU Jing-Xiang, Preparation of AZ91D magnesium alloy semi-solid billet by new strain induced melt activated method, *Trans. Nonferrous Met. SOCC. Hina* 16(2006) 1080-1085
- ۵- حسین فراهانی، بررسی عوامل موثر بر ساختار نیمه جامد تهیه شده به روش **SIMA**، تیر ماه ۸۹
- 6- J.G. Wang, H.Q. Lin, Y.Q. Li, Q.C. Jiang, Effect of initial as-cast microstructure on semisolid microstructure of AZ91D alloy during the strain-induced melt activation process, *Journal of Alloys and Compounds* 457 (2008) 251-258
- 7- ASM Handbook, Volume 3, Alloy Phase Diagrams
- 8- Z.Fan, `Semisolid Metal Processing`, *International Materials Reviews*, 47,2,2002
- 9- Frank Czerwinski, *Magnesium alloys design, processing and properties*, chapter 19
- ۱۰- آرش اینالو، بررسی فرایند نیمه جامد آلیاژها با نقطه ذوب بالا، سمینار کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، دی ۸۶
- 11- ZHU Guang-lei, XU Jun, ZHANG Zhi-feng, LIU Guo-jun, Z. Fan; "Effect of high shear rate on solidification microstructure of semisolid AZ91D alloy": *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20(2010) s868-s872
- ۱۲- موسوی، پایان نامه کارشناسی، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، دی ۸۶