



سمینار درس انجامدیشرفته

بررسی عوامل موثر بر فرآیندهای نیمه جامد آلیاژهای آلومینیوم

3	چکیده
4	مقدمه
6	فرآیند SIMA در آلیاژ های آلومینیوم
8	تأثیر کلی هم زدن
11	اثر هم زدن مکانیکی
13	اثر هم زدن الکترو مغناطیسی و مخصوصا هم زدن پالسی
15	رابطه بین ریز ساختار ریختگی و ریز ساختار نهایی بعد از ذوب جزئی مجدد در فرآیند تیکسو فرمینگ
20	تأثیر نرخ فشار بر روی ساختار در قالب بسته در فرآیند ریو فرمینگ
22	تأثیر اعمال فشار در روش ریخته گری کوبشی بر روی ساختار آلیاژ نیمه جامد آلومینیوم A356
26	اثر زمان روی شکل ذرات جامد در فرآیند ریو کستینگ
28	نتیجه گیری
29	منابع و مراجع

چکیده

ریز ساختار یکی از فاکتور های مهمی است که خواص آلیاژهای آلومینیوم را تعیین می کند. به عنوان مثال در ریخته گری این آلیاژ ها، اصلاح سازی یکی از راه هایی است که بوسیله آن می توان سیالیت را افزایش، ترک گرم و حفرات ریز را کاهش داد و ساختار هم محور و ریز دانه ای را تولید کرد. روش ریخته گری نیمه جامد فرآیندی است برای رسیدن به ساختاری کروی و به حداقل رساندن حفرات ریز و جدایش هایی که در فرآیند های متداول ریخته گری با آن ها روبرو هستیم. از آغاز معرفی فرآیند نیمه جامد، روش های مختلفی برای تولید ساختار های غیر دندریتی نیمه جامد توسعه پیدا کرده اند که از آن جمله می توان به همزدن الکترو مغناطیسی، ارتعاش اولترا سونیک، هم زدن مکانیکی و روش تخلیه حباب های گازی اشاره کرد. در این مقاله، تاثیر افزایش فشار در فرآیند SIMA، تاثیر هم زدن مکانیکی و مغناطیسی پالسی و تاثیر نرخ فشار در قالب بسته در ریوفر مینگ بر روی ریزساختار، رابطه زمان با شکل ساختار در فرآیند ریوکستینگ و رابطه بین ریز ساختار اولیه و ریز ساختار پس از ذوب مجدد در فرآیند تیکسوفرمینگ در آلیاژ های آلومینیوم بررسی می شوند.

کلمات کلیدی: آلیاژ های آلومینیوم، نرخ فشار، هم زدن، ذوب مجدد، روش SIMA

مقدمه :

فرآیند نیمه جامد روشی برای فرم دادن فلزات است. این فرآیند که مرکب از ریخته گری و فرجینگ است مزایایی مانند کاهش ترک گرم [1]، جدایش و تخلخل و کاهش هزینه شکل دهی را داراست [2]. در این روش به جای استفاده از فلزات کاملاً جامد- مثلاً در فرجینگ یا اکستروژن- یا کاملاً مایع- مثل ریخته گری-، از دوغاب نیمه جامد که آمیزه ای از ذرات جامد کروی با توزیع یکنواخت در زمینه مذاب است استفاده می شود [3].

به طور کلی دو راه برای انجام عملیات در حالت نیمه جامد وجود دارد [1]. یکی تیکسوکستینگ است که دوغاب ابتدا به صورت بیلت ریخته می شود سپس قبل از شکل دادن دوباره تا دمای نیمه جامد حرارت دهی می شود. ریو کستینگ نیز شامل ایجاد دوغاب غیر دندریتی با استفاده از اعمال نیروی برشی به مذاب و پس از آن شکل دادن می باشد. به عبارت دیگر فرآیند ریو فرمینگ، فرآیندی است که آلیاژ مذاب به طور مستقیم از حالت مذاب به حالت نیمه جامد سرد می شود بنابراین بر خلاف فرآیند تیکسو فرمینگ حرارت دهی مجدد احتیاج نیست [4].

از جمله معایب تیکسوفرمینگ که مانع این شد که در صنایع به صورت گسترده استفاده شود می توان به فرآیند پیچیده و قیمت بالای مواد اولیه اشاره کرد. به همین دلیل توجه ها به سمت فرآیند ریو فرمینگ جلب شد که اغلب با فرآیند ریخته گری با فشار بالا برای شکل دادن دوغاب نیمه جامد همراه است. اما در این فرآیند کسر جامد باید بین 10-30% باشد. به همین دلیل می توان این فرآیند را با ریخته گری کوبشی که فرآیندی است که در آن میتوان قطعات ریختگی با ابعادی نزدیک به ابعاد واقعی با تخلخل پایین و ساختار ریز داشت ترکیب کرد و به این ترتیب از این فرآیند برای کسر جامد بالای 30% نیز استفاده کرد [5].

در ریو فرمینگ بر اساس ریخته گری فشاری، انجماد مذاب در دو مرحله صورت می گیرد. ابتدا در LSPFS دوغاب نیمه جامد شکل می گیرد و بقیه انجماد تحت فرآیند ریخته گری فشاری و در دوغاب نیمه جامد رخ می دهد.

فرآیند نیمه جامد نسبت به فرآیند های ریخته گری دیگر مزایایی دارد از جمله:

- میزان قراضه هایی که از تخلخل ناشی می شوند حداقل می شود.
- عمر طولانی قطعات به دلیل گرمای ذوب منتقل شده پایین تر به قالب که باعث کمتر شدن تنش حرارتی ایجاد شده در قطعه و در نتیجه کمتر شدن از کار افتادن قطعه می شود [6].

روش ریخته گری نیمه جامد فرآیندی است که در آن امکان ریخته گری اشکال پیچیده و با کیفیت بالاتر از روش دایکاست و قیمت ارزان تر نسبت به فرجینگ وجود دارد. استفاده از این فرآیند زمانی ممکن است که ماده آغازین ریز ساختار غیر دندریتی داشته باشد. از جمله روش های مورد استفاده برای رسیدن به چنین ساختاری، می توان به روش هم زدن مکانیکی و روش هم زدن الکترومغناطیسی اشاره کرد که این روش ها احتیاج به دستگاه هایی

برای انجام فرآیند دارند [3].¹ PMF به عنوان یک تکنولوژی ویراسیون الکترومغناطیسی یکی از موثرترین روش ها در این زمینه است [7].

علت استفاده از PMF در آماده سازی دوغاب نیمه جامد موارد زیر است:

مذاب فلز به دلیل عدم تماس آلوده نمی شود.

1- ژنراتور ایجاد کننده پالس دستگاهی ساده است.

2- هزینه پایین

3- بازده بالا [7].

از جمله روش های جایگزین می توان به ارتعاش اولترا سونیک، ریخته گری دما پایین و روش تخلیه حباب های گازی [6]، روش انتقال حرارت نیمه جامد و یا روش SIMA اشاره کرد که بر پایه ایجاد تغییر در ساختار دندریتی زمانی که حرارت داده می شود و برای مدت زمان معینی در محدوده دمایی نیمه جامد قرار می گیرد استوار است. تحول ریز ساختاری به ساختار آغازین ماده و فرآیند ذوب مجدد نیمه جامد بستگی دارد. تحول ریز ساختاری که در حین ذوب مجدد جزئی ماده اولیه رخ می دهد، ممکن است یک نتیجه ضمنی حرارت دادن دوباره یک ریز ساختار مناسب یا بخشی ضروری از فرآیند باشد که بدون انجام آن شکل دادن نیمه جامد میسر نیست [3]. از جمله مزایای SIMA یکی این است که برای آلیاژهای نقطه ذوب بالا و پایین استفاده می شود. این روش اولین بار توسط یونگ توسعه داده شد [8].

در روش SIMA بر خلاف اغلب روش های نیمه جامد که بر کنترل ریز ساختار حین انجماد ماده (شکستن دندریت ها و جلوگیری از تشکیل ساختار دندریتی) استوارند، با اعمال کار مکانیکی و ذخیره کرنش در ماده، نیروی محرکه لازم جهت تبلور دانه های جدید هم محور فراهم شده و در اثر گرمایش ماده و ورود به منطقه نیمه جامد، ذوب در مرزهای پر انرژی ساختار در حال تبلور مجدد، آغاز شده و بدین ترتیب ساختار نیمه جامد کروی جوانه زده می شود [8].

مراحل انجام این فرآیند عبارت است از:

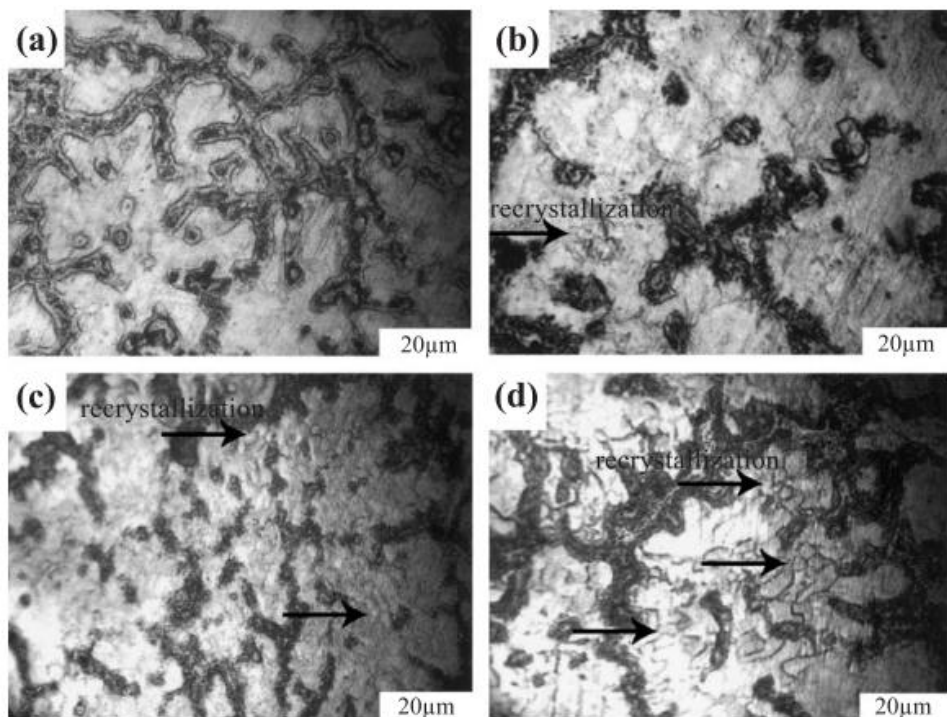
- تغییر فرم پلاستیک جهت ایجاد تنش پلاستیک در قطعه
- گرم کردن نمونه تغییر فرم یافته تا محدوده دمای نیمه جامد جهت تولید ساختار گلوبولی
- شکل دهی در حالت نیمه جامد [2].

¹ - Pulsed Magnetic Field

در این مقاله تاثیر افزایش فشار در فرآیند SIMA، تاثیر هم زدن مکانیکی و مغناطیسی پالسی، رابطه بین ریز ساختار اولیه و ریز ساختار پس از ذوب مجدد در فرآیند تیکسوفرمینگ، تاثیر نرخ فشار در قالب بسته در ریوفرمینگ بر روی ریزساختار و رابطه زمان با شکل ساختار در فرآیند ریوکستینگ بررسی می شود.

• فرآیند SIMA در آلیاژهای آلومینیوم

شکل 1 ساختار تغییر شکل یافته و تغییر شکل نیافته آلیاژ آلومینیوم را بعد از عملیات حرارتی ایزوترم در دمای 310 سلسیوس و مدت 20 دقیقه را نشان می دهد. شکل (a) ریز ساختار تغییر فرم نداده که شامل دندریت است را نشان می دهد. بعد از قرار گرفتن تحت فشار 11.2% و 19.6% و 28.1%، دانه های تبلور مجدد در دندریت های اولیه مشاهده می شوند و میزان تبلور مجدد با افزایش فشار، زیاد می شود که این ساختارها به ترتیب در شکل های (b)، (c) و (d) نشان داده شده اند.



شکل 1- ریزساختار آلیاژ آلومینیوم با نرخ فشارهای مختلف بعد از عملیات ایزوترم در دمای 310 سلسیوس برای 20 دقیقه: شکل (a) آلیاژ با 0% فشار اعمالی؛ شکل (b) آلیاژ با 11.2% نسبت فشار اعمالی؛ شکل (c) آلیاژ با 19.6% نسبت فشاری؛ شکل (d) با 28.1% نسبت فشاری [2].

علت این است که با افزایش تغییر فرم، انرژی کرنشی بیشتری در قطعه ذخیره می شود. انرژی کرنشی ذخیره شده بیشتر، صعود و لغزش متقاطع را تسهیل می کند و در صورت وجود دانسیته بالای نابه جایی، جوانه تبلور مجدد

بدون کرنش بوجود می آید و جوانه های جدید، در دندریت های اولیه رشد می کنند و باعث می شود دندریت اولیه از تعداد زیادی دانه های کوچک با مرزهای چند وجهی تشکیل شود [2].

از حدود 20 سال پیش که فرآیند SIMA معرفی شده است، مطالعات زیادی روی آن انجام گرفته است اما هنوز اطلاعات زیادی از مکانیزم های تشکیل ساختار به صورت موشکافانه در دست نیست. در این قسمت با توجه به نتایج مشاهده شده مکانیزم هایی ارائه می شود.

چندین مکانیزم در حین عملیات حرارتی بعد از تغییر فرم رخ می دهند که اولین آن ها مکانیزم ذوب ریشه بازو های دندریتی است:

با توجه به نظر فلمینگز، در اثر حبس شدن مذاب در فاصله بین بازو های 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 در آن ها صورت می گیرد. وجود عیوب ناشی از اعمال کار سرد این پدیده را تشدید می کند [8].

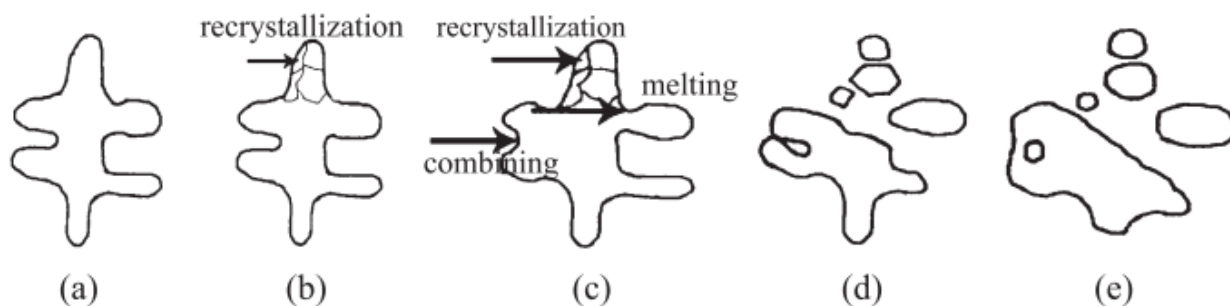
مکانیزم دوم مکانیزم به هم پیوستن است. اگر فاصله دو بازوی دندریتی کوتاه است، دو بازو با هم تماس پیدا می کنند و به هم می پیوندند و به یک ساختار بزرگ که مقداری فاز مایع درون آن گرفتار شده است تبدیل می شوند. با حرارت دادن پیوسته تا دمای نیمه جامد و نگه داشتن نمونه در آن دما برای زمان مشخص، ساختار به تدریج به ساختاری کروی اما درشت و همراه با جزیره های فاز مایع در درون آن تبدیل می شود.

مکانیزم سوم تبلور مجدد است. تبلور مجدد در واقع در اثر کرنش ایجاد شده در حین تغییر فرم حاصل می شود. در حین نگه داشتن نمونه در دمایی بالاتر از دمای یوتکتیک، فاز مایع به درون مرزهای تبلور مجدد یافته نفوذ می کند. با افزایش بیشتر دما، مرزهای تبلور مجدد دوباره ذوب می شوند و به این ترتیب ساختار متبلور شده از دندریت اولیه جدا می شود. بعد از عملیات حرارتی نیمه جامد، ذرات تبلور مجدد یافته برای کاهش انرژی سطحی خود به ذرات کروی و ریز تبدیل می شوند که عاری از جزیره های فاز مایع درون خود هستند زیرا در این مکانیزم فاز مایع درون ذرات گرفتار نمی شود [2].

با مقایسه تصاویر 2(a) و 2(b) مشاهده می شود که دو مکانیزم اول هم در حالت تغییر فرم داده و هم در حالت تغییر فرم نداده حضور دارند در حالی که مکانیزم سوم فقط در حالتی که آلیاژ تحت تغییر فرم قرار گرفته رخ می دهد. و هر چه میزان تغییر فرم اولیه بیشتر باشد، این مکانیزم بیشتر خود نمایی می کند و دانه های بیشتر و کروی تر و ریزتری در نتیجه فرآیند حاصل می شوند. شکل 3 تغییر تدریجی ریز ساختار را در اثر این سه مکانیزم به طور واضحی نشان می دهد. در شکل 4 مشاهده می شود که بعد از تغییر فرم، ابتدا ساختار دندریتی شکسته می شود سپس طبق شکل 3(a) با قرار دادن نمونه در محدوده دمای تبلور مجدد، این فرآیند رخ می دهد. با رسیدن دما به بالای دمای یوتکتیک، مطابق شکل 3(b)، قسمت های شکسته شده دندریت ها شروع به ذوب شدن و به هم

پیوستن می کنند و فاز مایع در مرزدانه های تبلور مجد یافته نفوذ می کند. با ادامه حرارت دادن، قسمت های ذوب و تبلور مجدد شده از دندریت اولیه جدا شده و بقیه دندریت ها به ساختاری کروی تبدیل می شوند که فاز مایع درونشان محبوس شده است [2].

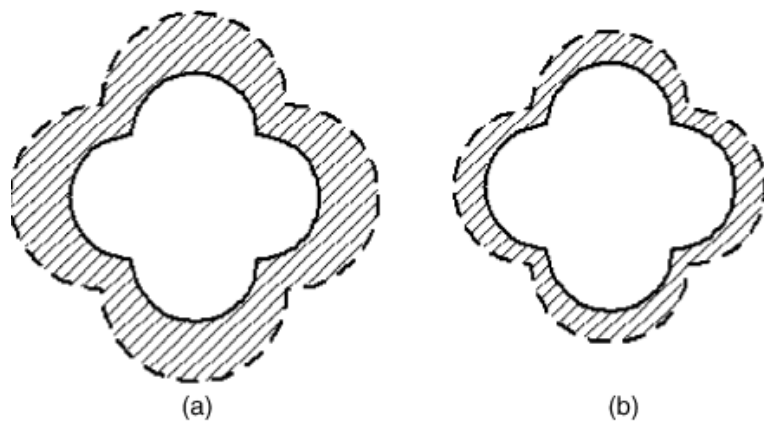
با افزایش میزان فشار، میزان فاز مایع کاهش می یابد علت این است که با افزایش فشار، مکانیزم های تغییر ساختار تغییر می کنند و در فشار های بالا مکانیزم تبلور مجدد غالب است که باعث می شود فاز مایع درون ساختار تشکیل شده وجود نداشته باشد [2].



شکل 2- شکل شماتیک تغییر ریز ساختار در حین عملیات حرارتی بعد از تغییر فرم. شکل (a) دندریت اولیه؛ شکل (b) تبلور مجدد؛ شکل (c) ذوب، تماس و نفوذ مایع؛ شکل (d) به هم پیوستن؛ شکل (e) کروی شدن [2]

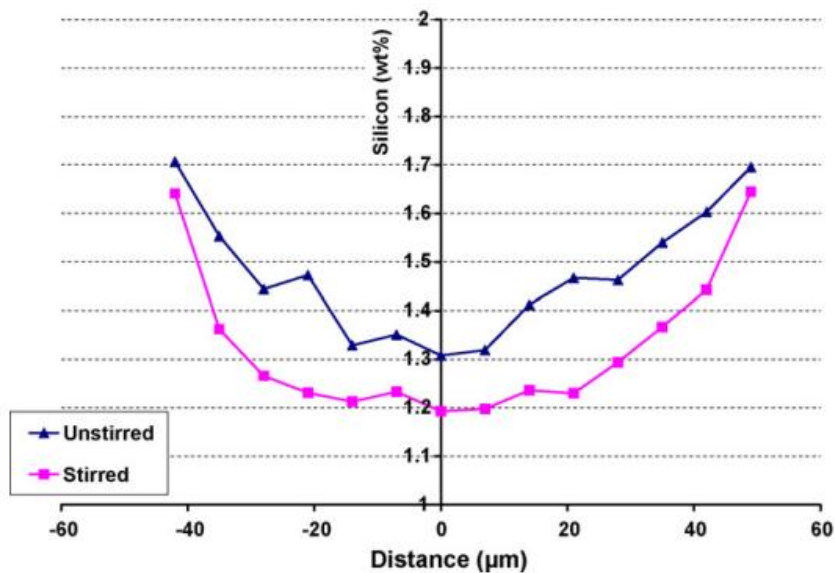
• تاثیر کلی هم زدن

بوسیله هم زدن، ضخامت لایه مرزی ثابت که در اطراف ذرات اولیه وجود دارد به علت همگن سازی حرارتی- انحلالی مطابق شکل 3 کاهش می یابد و شار حرارتی جهتی بسان گذشته غالب نیست. بر این اساس رشد ستونی دانه ها به تدریج کم می شود و مورفولوژی رشد به سمت ذرات ریز تر و هم محور تر میل می کند. در اثر هم زدن شدید، هیچ میدان نفوذی پایداری بوجود نمی آید و بدون وجود چنین میدانی، رشد متوقف می شود بنابراین شاخه های دندریت های شکسته شده بدون رشد زیادی به ساختار کروی تبدیل می شوند [9].



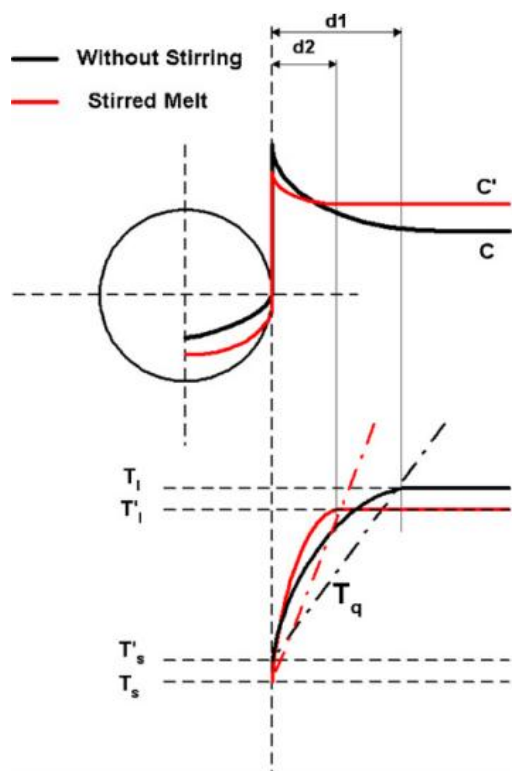
شکل 3- شماتیک ضخامت متفاوت لایه مرزی: شکل (a) در حالت هم نخورده؛ شکل (b) در حالت هم زده شده [9].

در اثر هم زدن، جابه جایی بوجود می آید و باعث میشود غلظت ماده حل شده در جبهه انجماد از بین برود و بنابراین لایه جامد بعدی که تشکیل می شود، به اندازه ای که از دیگرام فاز یا آلیاژ هم نخورده بدست می آید غنی از ماده محلول نیست و بنابراین مطابق شکل 4، همواره میزان عناصر حل شونده در لایه جامد در آلیاژ هم خورده کمتر از آلیاژ هم نخورده است [9].



شکل 4- نمودار بدست آمده بوسیله میکرو پروب که تفاوت غلظت سیلیسیوم را در شرایط هم زدن و هم نزدن نشان می دهد [9].

در نمونه ای که هم زده شده است، حرارت خارج شده مبهم است و به نظر می رسد که حرارت موجود به صورت پیوسته خارج می شود. کمتر بودن حرارت خارج شده اندازه گیری شده در اثر به هم زدن به این دلیل است که این فرآیند باعث بوجود آمدن یک جریان هم رفت اجباری می شود که اجازه نمی دهد حرارت آزاد شده در اطراف ترموکوپل بی حرکت بماند. پس این حرارت در کل مذاب توزیع می شود[9].



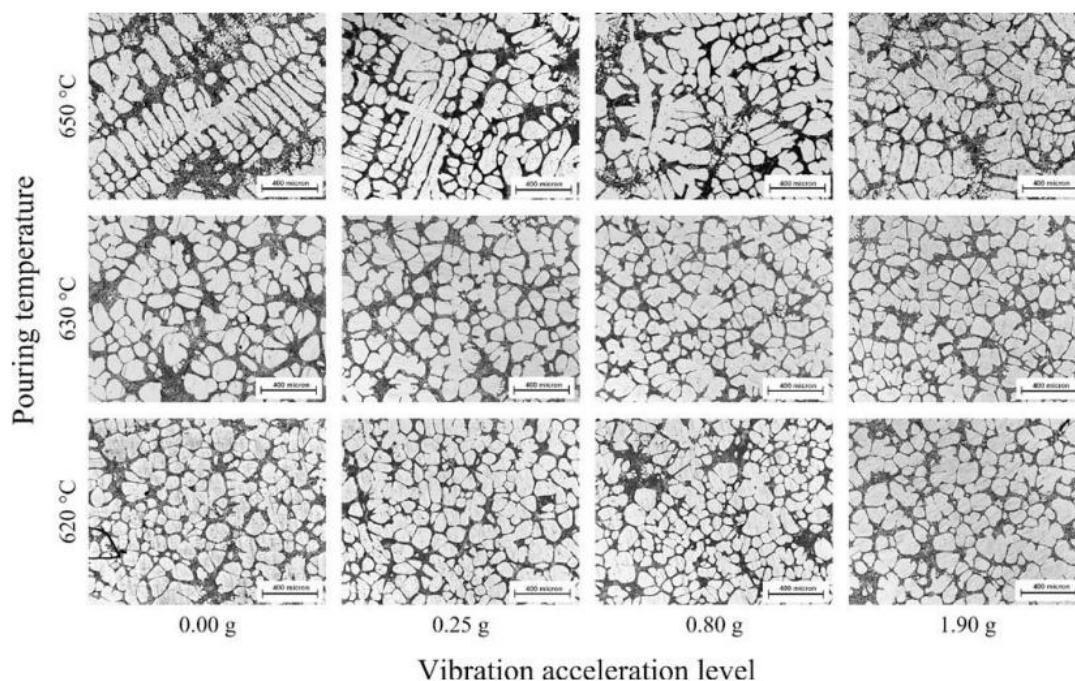
پس از نقطه نظر رشد، جوانه ها به دلیل لایه مرزی نازک تر ناپایدار به صورت کروی رشد می کنند. بنابراین این لایه ها غلظت پایین تری از عناصر آلیاژی را نسبت به روش های مرسوم ریخته گری دارند. شکل 5 نمایش گرافیکی توزیع اتم های ماده حل شونده در لایه مرزی در اثر هم زدن را نشان می دهد. همان طور که مشخص است در اثر هم زدن ضخامت لایه مرزی از $d1$ به $d2$ کاهش می یابد و بنابراین تحت تبرید نیز کاهش می یابد. به علاوه با وجود محل های جوانه زنی خالص تر در صورت هم زدن، بقیه مذاب بیش از پیش از عناصر آلیاژی غنی می شود و بنابراین ترکیب جدیدی (C') برای مذاب شکل می گیرد که اندکی از ترکیب اصلی آلیاژ بیشتر است. مذاب باقیمانده که از عناصر آلیاژی غنی تر است، دمای لیکوییدوس پایین تری دارد. دمای پایین تر لیکوییدوس به علاوه ی لایه مرزی نازک تر باعث کمتر شدن تحت تبرید و در نتیجه محدود شدن رشد می شود[9].

شکل 5- شکل شماتیک توزیع اتم های حل شونده در فصل مشترک جامد-مذاب. C غلظت اتم های حل شده متوسط در حالت هم خورده است در جایی دور از فصل مشترک است. $d1$ ضخامت لایه مرزی قبل از هم زدن و $d2$ ضخامت بعد از هم زدن است. $T1$ دمای مذاب باقیمانده قبل از هم زدن است. $T'1$ دمای مذاب باقیمانده بعد از هم زدن. Ts دمای جامد در فصل مشترک قبل از هم زدن. $T's$ دمای جامد در فصل مشترک پس از هم زدن. Tq گرادیان دما در اثر جریان حرارتی قبل و بعد از هم زدن[9].

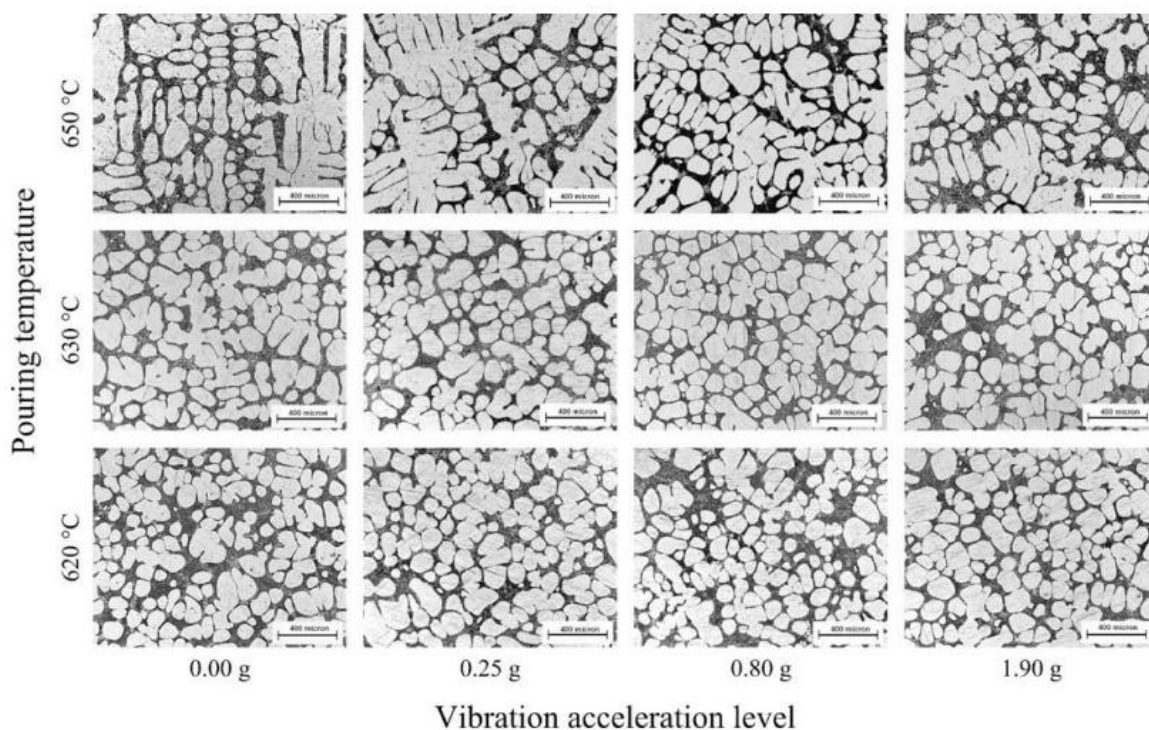
الف: اثر هم زدن مکانیکی

برای بررسی اثر هم زدن مکانیکی، مقدار معینی مذاب آلیاژ A356 در دماهای 650 و 620 سلسیوس را در قالب فولاد زنگ نزن ریخته و قالب در حمام نمک با دمای 580 سلسیوس قرار می گیرد. سپس مذاب تحت هم زدن مکانیکی قرار می گیرد تا دمای آن به 608 سلسیوس برسد. نهایتاً قالب با نمونه درون آن را در آب 30 سلسیوس قرار میدهند در حالی که هم زدن با شدت انجام می شود [1].

با توجه به عکس های 6 و 7 مشاهده می شود که دانه های آلومینیوم اولیه با اعمال لرزش مکانیکی ریز تر و کروی تر می شوند. عللی که باعث از بین رفتن ساختار دندریتی می شوند و میل به تشکیل ساختار گلوبولی را بوجود می آورند به شکسته شدن دندریت ها در اثر هم زدن مذاب و نوسان دمایی در فصل مشترک جامد- مذاب مربوط می شوند که باعث ذوب مجدد دندریت های کوچک و جلوگیری از رشد آن ها می شود. به علاوه لایه مرزی ناپایدار به علت جریان جابه جایی ناشی از ارتعاش مکانیکی که باعث کمتر شدن تحت تبرید لایه مرزی می شود، کوچکتر می شود. همچنین بار ریزی با فوق گداز پایین تر، تشکیل کریستال روزتی آلفا را تسهیل می کند که در نتیجه ساختار مطلوب تری برای ریخته گری نیمه جامد است [1].



شکل 6- ریز ساختار حاصل از دماهای بار ریزی و شتاب های ارتعاشی مختلف در شرایط 13% کسر جامد [1].

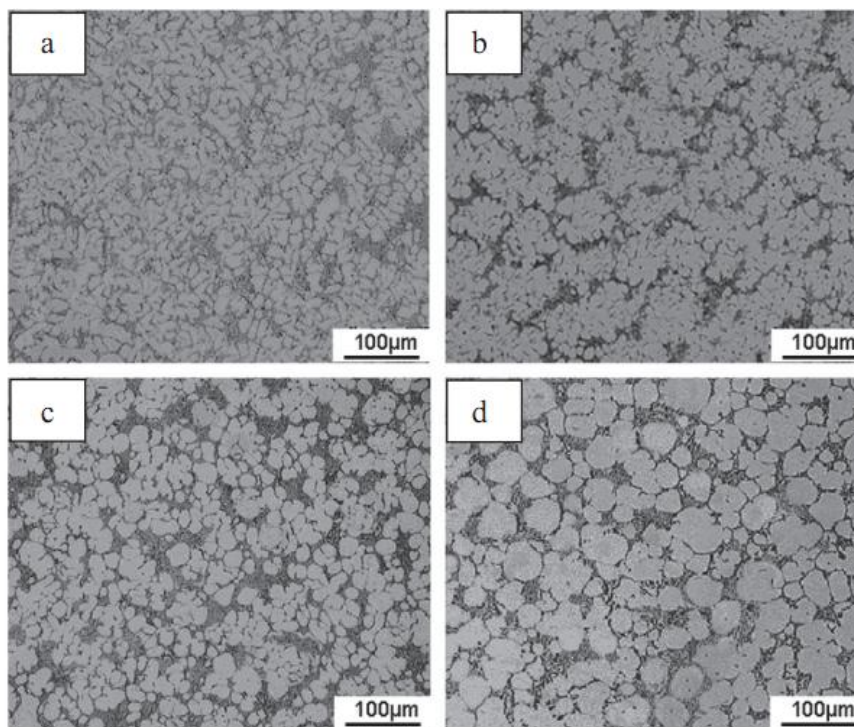


شکل 7- ریز ساختار حاصل از دماهای بار ریزی و شتاب های ارتعاشی مختلف در شرایط 40٪ کسر جامد [1].

آزمایش نشان داد که نمونه با دمای بارریزی 650 سلسیوس، تغییرات بارزی را در مورفولوژی دانه ها با افزایش ارتعاش مکانیکی شاهد بود. در حالی که با کاهش دمای بار ریزی تغییرات مشاهده شده در مورفولوژی دانه ها کاهش یافته است. در کل می توان گفت که با کاهش دمای بارریزی، قطعه کمتر از ارتعاش مکانیکی تاثیر پذیرفته است. با در نظر گرفتن میکروساختار نمونه در دمای بارریزی 650 سلسیوس و کسر جامد 13٪، فاز آلومینیوم اولیه به صورت دندریت های درشت و دراز هستند که با کاهش بیشتر دمای بارریزی به ترتیب ابتدا هم محورتر شده و بعد به شکل روزت، و نهایتاً نسبتاً کروی می شوند. چنین رویه ای برای نمونه ای با دمای بارریزی 650 سلسیوس و کسر جامد 40٪ نیز قابل تصور است. در این حالت دندریت ها با افزایش ارتعاش و نزدیک شدن به ساختار گلوبولی درشت تر و روزت مانند تر می شوند. علت این امر این است که زمان انجماد با افزایش کسر جامد افزایش می یابد که باعث رشد دندریت های پایدارتر و ذوب مجدد دندریت های ریز و با پایداری کمتر می شود و در نتیجه دندریت های نهایی درشت تر هستند [1]. پس با افزایش فرکانس ارتعاشات، فاز اولیه کروی تر و ریزتر و با افزایش کسر جامد فاز اولیه گلوبوله تر و درشت تر و با افزایش دمای بارریزی ساختار درشت تر می شود [1]. علت افزایش اندازه دانه با افزایش دمای بار ریزی به این حقیقت مربوط می شود که با افزایش دمای بار ریزی، نرخ سرمایش کاهش می یابد و قابلیت مکان های جوانه زنی همگن کاهش می یابد [1].

ب: اثر هم زدن اکثرو مغناطیسی و مخصوصا هم زدن پالسی

برای بررسی اثر PMF، مقدار معینی مذاب A356 در دمای 650 سلسیوس را در قالب فولاد زنگ نزن ریخته و بلافاصله هم زدن شروع شده است. سپس مذاب سریع تا دمای 600 سلسیوس سرد شده و برای 2-4 دقیقه تحت PFM قرار گرفته است. همان طور که در شکل 8 مشاهده می شود، هنگامی که PFM اعمال نشده است، بیشتر ذرات آلفا اولیه به صورت دندریتی با بازوهای درشت هستند. وقتی فرکانس لرزش 3 هرتز است، مورفولوژی به سمت ساختار روزت با اندازه درشت میل می کند. وقتی فرکانس به 5 هرتز افزایش پیدا می کند، قسمت اعظم ساختار آلفا اولیه به صورت روزت و همچنین کروی تبدیل می شود و میزان کمی نیز ساختار ذره مانند بوجود می آید. با افزایش بیشتر فرکانس لرزش تا 10 هرتز، ساختار گلوبولی و ذره مانند با اندازه دانه ریز شده است. در کل با افزایش فرکانس، ساختار ریزتر و کروی تری حاصل شده است [7].



شکل 8- ریز ساختار آلیاژ A356 نیمه جامد که در دمای 600 سلسیوس و به مدت 4 دقیقه تحت فرکانس های مختلف هم زدن قرار گرفته است. شکل (a) 0 هرتز؛ شکل (b) فرکانس 3 هرتز؛ شکل (c) 5 هرتز و شکل (d) فرکانس 10 هرتز

در صورت استفاده از هم زدن الکترومغناطیسی، جابه جایی اجباری در مذاب ایجاد می شود که باعث می شود که مذاب با سطح قالب برخورد بکند و حرارت سریع تر از مذاب خارج شود و از طرف دیگر باعث شتاب یافتن کاهش دما در مذاب می شود. جابه جایی اجباری به این صورت عمل می کند که مذاب را از جایی که سرد تر است به

قسمت های داخلی مذاب می برد و مذاب داغ تر را به سمت دیواره قالب می آورد و به این ترتیب حرارت قسمت های داخلی سریع تر خارج می شود و به دمای انجماد می رسد.

در صورت استفاده از PMF (B) ، جریان القایی در داخل مذاب به وجود خواهد آمد. نهایتاً نیروی لورنتز $F = I \times B$ در نتیجه برهمکنش بین جریان و PMF بوجود می آید. معهداً دانسیته انرژی میدان مغناطیسی، فشاری عمود بر میدان مغناطیسی به سمت مرکز مذاب ایجاد می کند. بنابراین اختلاف فشار اعمال شده به مذاب باعث ایجاد جریان همرفت اجباری می شود [7].

در روش های ریخته گری سنتی، مذاب وقتی منجمد می شود که در تماس با دیواره قالب قرار گیرد. در حالی که در صورت استفاده از تکنولوژی PMF جوانه های منجمد شده اولیه که در اثر جوانه زنی ناهمگن در دیواره قالب شکل گرفته اند، در اثر نیروهای ویبراسیون شکسته شده و به سمت فلز مذاب هدایت می شوند. بنابراین میزان جوانه ها در مذاب افزایش می یابد. در جریان رشد اگر PMF اعمال نشود، دندریت های اولیه رشد کرده و بازوهای دندریت های ثانویه بدون هیچ محدودیتی رشد می یابند. بنابراین جامد دندریتی بوجود خواهد آمد که دارای دانه های درشتی است. برعکس در صورت اعمال PMF به مذاب، یک جریان جابه جایی اجباری بوجود خواهد آمد که باعث جدا شدن بازوهای ثانویه از بازوهای اولیه شده و مذاب به شدت با دندریت های اولیه در مرز جامد مذاب برخورد کرده و به این ترتیب دندریت های اولیه دچار شکست می شوند؛ بنابراین نوک های شکسته شده دندریت های ستونی یا شاخه های شکسته شده دندریت ها ایجاد ساختار هم محور را گسترش می دهند. به این ترتیب بخش های جدا شده می توانند در اثر جا به جایی اجباری وارد مذاب شده و به عنوان جوانه عمل کنند. همچنین باید خاطر نشان کرد که گرمای ژول ناشی از جریان القایی نیز بر فرآیند انجماد اثر می گذارد. بیشتر گرمای ژول در فصل مشترک جامد- مذاب ریشه دندریت ها - به دلیل بیشترین تفاوت در مقاومت الکتریکی که در این قسمت است- تولید می شود که این عمل باعث اسفروادیز شدن دندریت ها و تبدیل آن ها به ذرات کروی می شود [7].

در صورت استفاده از PMF، فرکانس ارتعاش فاکتور مهمی است چرا که بر روی الگوی جابه جایی و میدان دمایی تاثیر می گذارد. در فرکانس های بالاتر نیروی الکترو مغناطیسی و گرمای ژول که به مذاب اعمال می شود بیشتر است اما بیشتر این نیروی الکترو مغناطیس در پیرامون قالب جریان دارد، بنابراین جریان همرفت در مرکز مذاب حداقل است و میدان دمایی نیز در سرتاسر مذاب غیر همگن است. بنابراین باید فرکانس ارتعاش کم باشد تا جابه جایی مذاب و میدان دمایی ایده آلی بدست آید. اما از طرف دیگر با کمتر شدن فرکانس، جابه جایی مذاب و نیروی الکترو مغناطیسی موجود در آن کمتر شده و بنابراین فوق گذاز در مرکز مذاب به موقع خارج نمی شود و اثر انرژی ژول برای کروی کردن دندریت ها ضعیف می شود و بنابراین دانه ها مانند شکل 8 درشت می شوند [7].

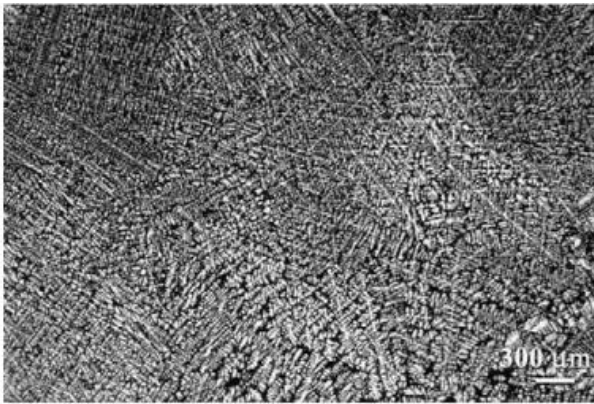
بر اساس نظر گریفیتس و مک کارتنی، بوسیله هم زدن الکترو مغناطیسی، گذار از حالت ستونی به هم محور با افزایش سرعت مذاب و افزایش غلظت سیلیسیوم در آلیاژ گسترش می یابد. با تشدید سرعت مذاب، تعداد اجزای

ایجاد شده در اثر برخورد مذاب با جبهه انجماد افزایش می یابد از طرفی بوسیله خروج سریع فوق گداز در اثر هم زدن، اجزای دندریتی که به شکل فوق ایجاد شده اند، پایدار تر می شوند و شانس رشد آن ها زیاد می شود[9].

• رابطه بین ریز ساختار ریختگی و ریز ساختار نهایی بعد از ذوب جزئی مجدد در فرآیند تیکسو فرمینگ:

شکل 9 ریزساختار قطعات ریخته شده اولیه را با روش ریختن کنترل شده¹ نشان می دهد. اندازه دانه و مورفولوژی به صورت آشکار با شرایط بار ریزی تغییر می کند. همان طور که قبلا گفته شد با افزایش دمای بار ریزی، نرخ سرمایش کاهش می یابد و قابلیت مکان های جوانه زنی همگن کاهش می یابد و به این ترتیب اندازه دانه افزایش می یابد[1]. شکل 9(a) ریز ساختار مذاب ریخته شده در قالب فولادی نازک و کویچ شده در آب را نشان می دهد. سرد شدن سریع باعث ریز شدن فاصله بین بازوهای دندریت شده اما سرمایش کم قالب باعث درشت شدن دانه ها تا 1400 میکرو متر شده است. شکل 9(b-e) ریز ساختار بدست آمده از ریخته گری در قالب دایم را نشان می دهد. شکل 9(b) که از ریختن مذاب با دمای بالا در قالب بدست آمده دارای ساختار دندریتی درشت دانه با اندازه دانه 900 میکرومتر است. شکل 9(c) دارای دندریت های با اندازه دانه متوسط است که از ریختن با دمای متوسط مذاب بدست آمده است که دانه ها 350 میکرومتر هستند. شکل 9(d-f) اندازه دانه ها بین 160-200 میکرون هستند. ساختار دانه ها با تغییر شرایط انجماد از ساختار دندریتی به شکل 9(d) روزت مانند. شکل 9(e) کروی و شکل 9(f) بیشتر فاز یوتکتیک بین دانه ای است[3].

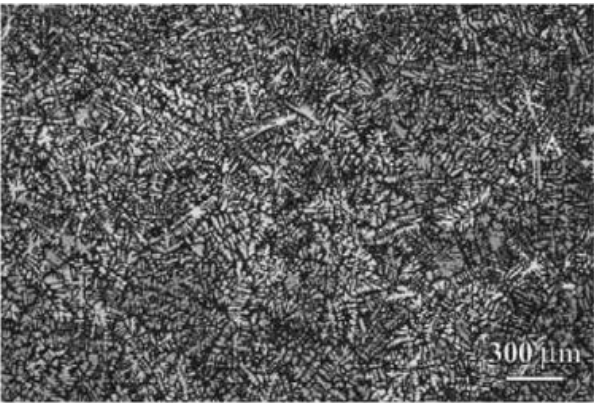
¹ -The Controlled Pouring Method



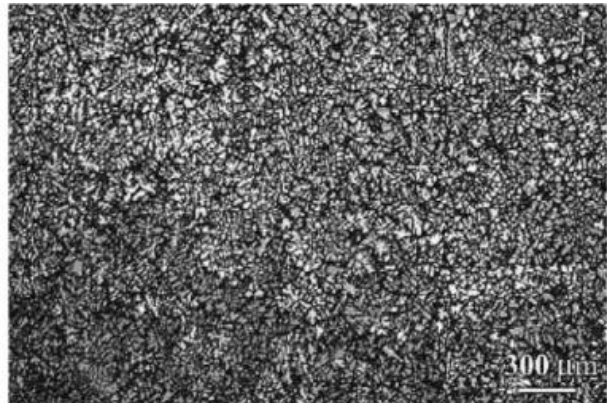
(a)



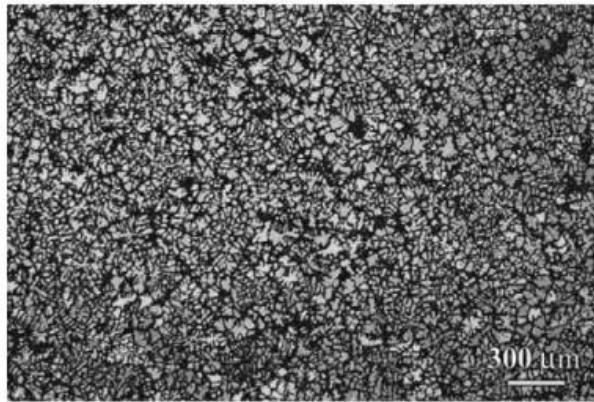
(b)



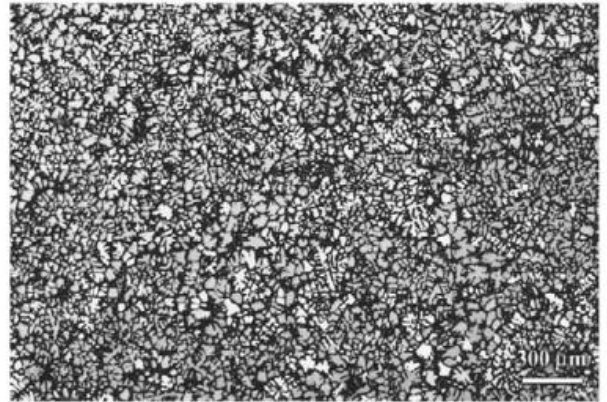
(c)



(d)



(e)



(f)

شکل 9- ریز ساختار حاصل از ریختگی. شکل (a) ساختار خیلی درشت در اثر آب دادن؛ شکل (b) ساختار درشت در اثر دمای بارریزی بالا؛ شکل (c) ساختار متوسط در اثر در نتیجه بارریزی در دمای متوسط؛ شکل (d) روزت مانند؛ شکل (e) کروی؛ شکل (f) موفولوژی حاصل از بارریزی در دمای پایین [3].

در روش ریخته گری نیمه جامد علت ریز شدن ساختار یوتکتیک این است که در طی این فرآیند جبهه انجمادی از دوغاب نیمه جامد آغاز می شود جایی که نیمی از گرمای نهان انجماد قبلاً آزاد شده است. به علاوه در این فرآیند جامد آلفا در دوغاب مانند یک ذخیره کننده حرارت عمل می کند و گرمای آزاد شده از مذاب اطراف را جذب کرده و باعث بوجود آمدن یک نرخ سرمایش نسبی بالا می شود [6].

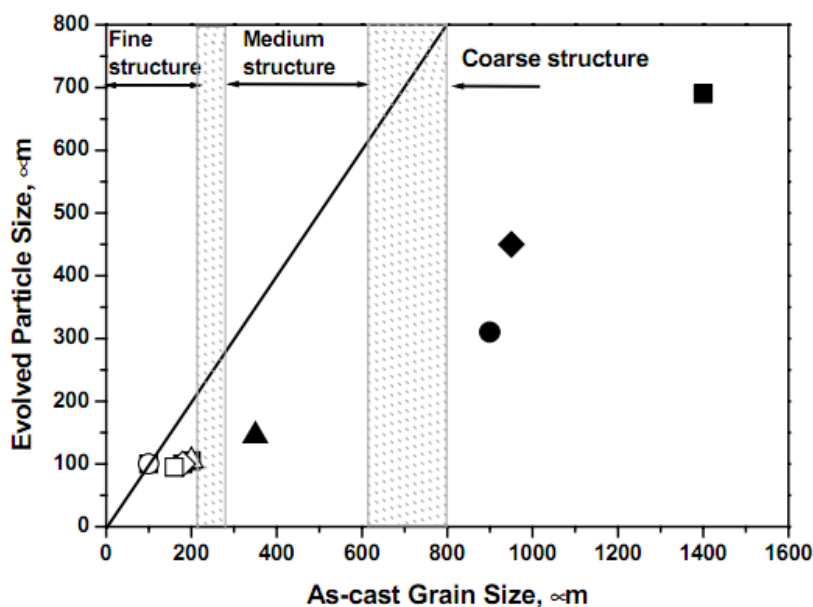
پارامتر های ریز ساختار قطعه ریختگی و ریز ساختار نهایی بعد از نگه داشتن نمونه ها در دمای ثابت برای زمان های مختلف در جدول 1 آورده شده است. ساختار ریختگی با کنترل روش ریخته گری و شرایط انجماد به سه دسته طبقه بندی می شود که در شکل 10 آورده شده است که تاثیر ذوب جزئی مجدد را در 580 سلسیوس برای 15 دقیقه روی اندازه ذره نشان می دهد:

جدول 1- خلاصه پارامتر های اندازه گیری شده در آلیاژ Al-Si-7Mg بعد از نگه داشتن در دمای ثابت [3].

As-cast microstructure			Holding time (min)	Evolved microstructure	
Casting condition	Structure	Grain size (μm)		Particle size (μm)	Morphology (roundness)
Quench-casting 725 °C	Very coarse-grained, dendritic	1400	15	690	Solid network
			15	310	Solid network (2.7)
675 °C	Medium-grained, dendritic	350	8	300	Rosette-like
			15	160	Irregular globular (2.4)
			30	140	Spherical globular (1.7)
			30	140	Spherical globular (1.7)
650 °C	Fine-grained, dendritic	200	3	202	Rosette-like (3.4)
			8	170	Irregular globular (2.1)
			15	102	Spherical globular (1.4)
			30	110	Spherical globular (1.3)
			30	110	Spherical globular (1.3)
625 °C	Fine rosette-like	180	8	130	Spherical globular (1.8)
			15	100	Spherical globular (1.4)
			30	105	Spherical globular (1.3)
			30	105	Spherical globular (1.3)
650 °C + G.R.	Fine globular	160	15	95	Spherical globular (1.3)

The casting condition refers to the pouring temperature for standard experiments; "quench-casting" is defined in the text.

دانه های درشت و خیلی درشت که از کویچ کستینگ و ریخته گری در قالب دایم با دمای بار ریزی بالا بدست می آیند دارای اندازه 800 میکرو متر هستند. بعد از ذوب جزئی و نگه داشتن در دمای ثابت، بازو های دندریتی درشت و گرد می شوند. ریز ساختار نهایی یک شبکه جامد را تشکیل می دهد که از ساختار کروی فاصله زیادی دارد و مذاب به صورت درون دانه ای توزیع شده است. لویی و سوری چنین آزمایشی را برای 27 ساعت در دمای 580 انجام دادند و نتایج مشابهی بدست آوردند.

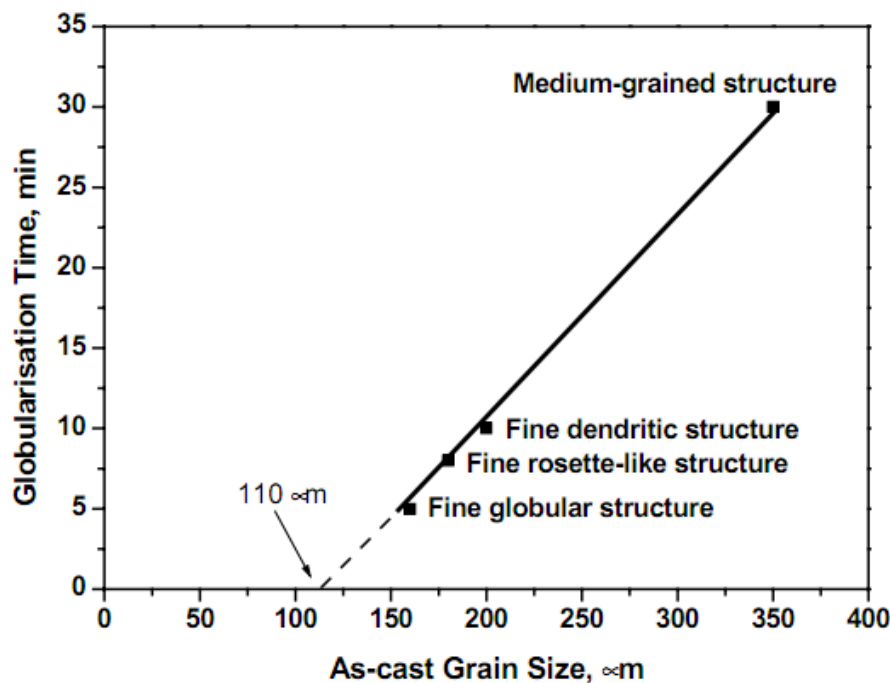


شکل 10 – اندازه ذرات در ساختار تغییر یافته نسبت به اندازه دانه ساختار ریختگی [3].

با ریختن مذاب با دمای متوسط، ساختار متوسطی بین 200 تا 600 میکرو متر بدست می آید. بعد از انجام فرآیند فوق الذکر برای 15 دقیقه، ساختار هم محور اولیه به ساختار کروی نامنظم تبدیل شد. با نگه داشتن طولانی تر، ساختاری کروی اما درشت بوجود آمد که چنین ساختاری برای مصارف صنعتی توجیه اقتصادی ندارد.

ساختار ریز با اندازه دانه کمتر از 200 میکرون از بارریزی دما پایین بدست می آید. بسته به شرایط انجماد مورفولوژی دانه می تواند دندریتی، روزت مانند یا کروی باشد.

برای ساختار هایی که توانایی تبدیل به ساختار گلوبولی را دارند (اندازه دانه زیر 600 میکرون)، زمان کروی سازی بستگی به اندازه دانه اولیه و مورفولوژی دانه در قطعه ریختگی دارد. با توجه به شکل 11 مشاهده می شود که با کاهش اندازه دانه از 350 به 200 میکرون، زمان کروی سازی از 30 دقیقه به 10 دقیقه کاهش می یابد. برای ساختارهایی با اندازه دانه زیر 200 میکرون، زمان کروی سازی از 10 دقیقه برای یک ساختار دندریتی ریز به 8 دقیقه برای یک ساختار ریز روزتی و 5 دقیقه برای یک ساختار گلوبولی ریز تغییر می کند. شکل 11 نشان می دهد که اگر خط را ادامه دهیم تا محور X را قطع کند، اندازه دانه برابر 110 میکرون خواهد بود یعنی اگر ریزساختار 110 میکرون یا کمتر باشد، ماده با انجام عمل ذوب مجدد جزئی، ساختار گلوبولی مناسب را خواهد داشت [3].



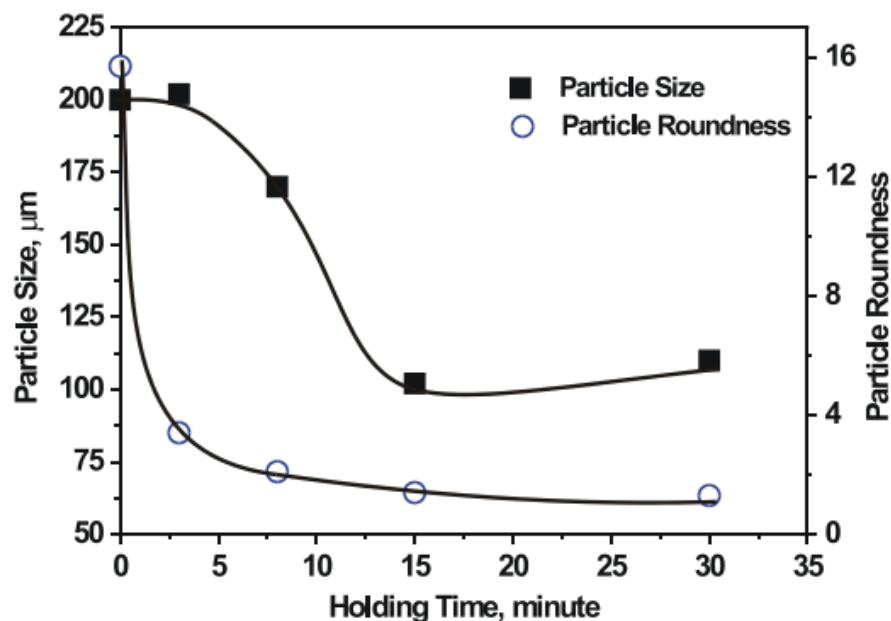
شکل 11- زمان مورد نیاز برای کروی سازی برای مقاطع ریختگی تحت شرایط نشان داده شده. نگهداشتن هم دما در 500 سلسیوس صورت گرفته است [3].

گرد بودن ساختار مهم ترین پارامتر برای تعیین مناسب بودن ساختار برای فرآیند نیمه جامد است. شکل 12 نشان می دهد که میزان گردی ساختار با با نگه داشتن نمونه در دمای ثابت کاهش می یابد. با توجه به اطلاعات موجود در جدول 1 می توان به معادله ای رسید که با داشتن اندازه دانه ریختگی و زمان نگه داشتن در دمای ثابت، میزان گردی ذرات را به دست آورد [3].

در واقع ریز ساختار تحول یافته به ساختار ریختگی اولیه ریختگی و فرآیند هم دما بستگی دارد. اندازه دانه ریختگی کوچکتر و زمان نگهداری طولانی تر در شرایط هم دما باعث رسیدن به ساختار کروی تر می شود. برای آلیاژها و در شرایط آزمایشگاهی، ارتباط بین ریز ساختار ریختگی و ریز ساختار بدست آمده از ذوب مجدد به صورت زیر بیان می شوند:

$$\text{میزان گردی ذره حاصل از ذوب مجدد جزئی} = \frac{110 - \text{اندازه دانه ریختگی}}{0.5 + \text{زمان نگه داری}}$$

از این معادله می توان برای تعیین زمان مورد نیاز برای نگه داری ماده اولیه با اندازه دانه مشخص در شرایط ایزو ترم برای رسیدن به میزان گردی مورد نظر استفاده کرد. همچنین از این معادله می توان حالت ریز **ساختار نیمه جامد** را برای هر اندازه دانه ای از قطعه ریختگی و زمان معینی از فرآیند هم دما تعیین کرد [3].



شکل 12- تحول اندازه دانه ها و میزان کروی بودن ساختار دندریتی دانه ریز به صورت تابعی از زمان نگه داشتن در شرایط هم دما [3].

• تاثیر نرخ فشار بر روی ساختار در قالب بسته در فرآیند ریو فرمینگ

در شکل 13 تغییر ریز ساختار در کسر حجمی مایع 0.5 با تغییر نرخ متراکم سازی برای Al 2024 نشان داده شده است. مشاهده می شود که با افزایش نرخ فشار، تخلخل و جدایش بیشتری در مایع در نواحی حاشیه ای نمونه رخ می دهد. ممکن است جدایش مایع به دلیل جریان یافتن سریع تر مایع نسبت به جامد رخ دهد. اگر چه زمانی که نمونه قالب بسته را به طور کامل در نرخ فشار 84٪ پر می کند، توزیع فاز مایع- جامد همگن و میزان تخلخل، کمتر است. علت این است که زمانی که نمونه به طور کامل قالب را پر می کند، فاز های جامد و مذاب با هم ترکیب می شوند. اما همیشه فازها در PR برابر 100٪ به علت تاثیر نرخ فشار و کسر مایع با هم ترکیب نمی شوند [10].

$$CR (\%) = \frac{h_0 - h}{h_0} * 100$$

$$PR (\%) = \frac{V_{sample}}{V_{cup}} * 100$$

h_0 : ارتفاع اولیه نمونه داخل قالب

h : ارتفاع نمونه متراکم شده داخل قالب

V_{sample} : حجم نمونه بعد از فشرده شدن

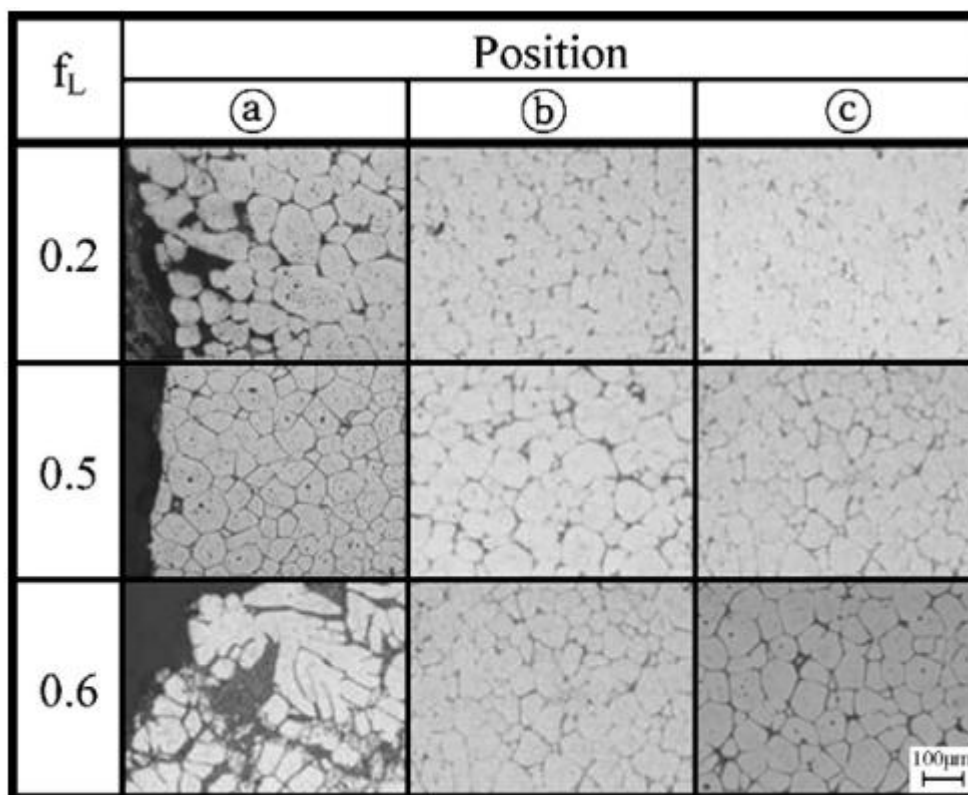
V_{cup} : حجم داخلی قالب بدون حجم پانچ

C_R (%) (P_R (%))	Position		
	(a)	(b)	(c)
50 (41)			
78 (90)			
84 (100)			

(a) Al2024

شکل 13- ریز ساختار نمونه آلومینیوم 2024 که در کسر مایع 0.5% در نرخ های مختلف اعمال فشار [10].

اکنون تاثیر کسر مایع در سرعت پیستون ثابت بر ریز ساختار مطابق شکل 14 بررسی می شود. مشاهده می شود که توزیع فاز مایع در مرکز نمونه فشرده شده محدود بوده و میزان تخلخل و فاز مایع در لبه های نمونه وقتی کسر مایع کمتر از 0.5 است افزایش می یابد. علت این است که در اثر اعمال فشار حرکت مذاب سریع تر از جامد بوده و در نتیجه کسر بیشتری از آن در لبه ها قرار می گیرد. اما در کسر مایع برابر 0.5، توزیع فاز مایع - جامد همگن بوده و تخلخل کاهش می یابد. در کسر مایع برابر 0.6 توزیع فاز مایع و جامد در مرکز مشابه حالت قبل بوده اما در لبه نمونه به دلیل حضور زیاد مایع، ساختار دندردیتی مشاهده می شود. علت این امر این است که کسر بالایی از فاز مایع در حین سرد شدن در لبه نمونه حضور دارد [10].

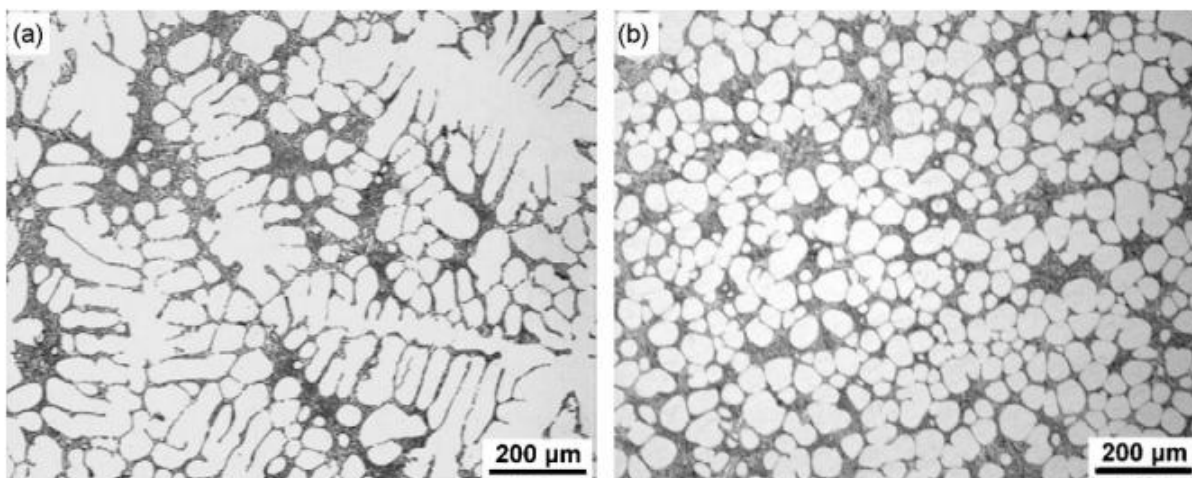


(a) Al2024

شکل 14 - ریز ساختار نمونه آلیاژ 2024 آلومینیوم تست شده در نرخ فشار 84٪ و کسر های مختلف فاز مایع [10].

• تاثیر اعمال فشار در روش ریخته گری کوبشی بر روی ساختار آلیاژ نیمه جامد آلومینیوم A356

ابتدا از طریق روش LSPSF که به خوبی بر فرآیند ریو فرمینگ وفق داده شده است، دوغاب نیمه جامد آلیاژ A356 تهیه می شود. در این روش مذاب با فوق گداز اندک درون یک بشکه دوار ریخته می شود. بر اساس مکانیزم دیواره، وقتی مذاب درون بشکه جریان می یابد، جوانه زنی نزدیک دیواره صورت می گیرد. تحت هم خوردن مذاب در اثر چرخش بشکه، نیروی زیادی به جوانه هایی که روی دیواره تشکیل شده اند وارد می شود. پس جوانه ها به راحتی از دیواره جدا شده و در مذاب پراکنده می شوند؛ در نتیجه جوانه های تازه ای می توانند روی دیواره تشکیل شوند و همان چرخه را ادامه دهند؛ بنابراین مذاب شامل تعداد زیادی جوانه های ریز خواهد شد. به علاوه تکثیر دندریت ها می تواند منبع مهم دیگری برای جوانه زنی در فرآیند LSPSF باشد. همچنین در اثر هم خوردن شدید و سرد شدن سریع موضعی مذاب، بازو های دندریت ها از بدنه اصلی دندریت جدا می شوند و به عنوان جوانه زا عمل می کنند.

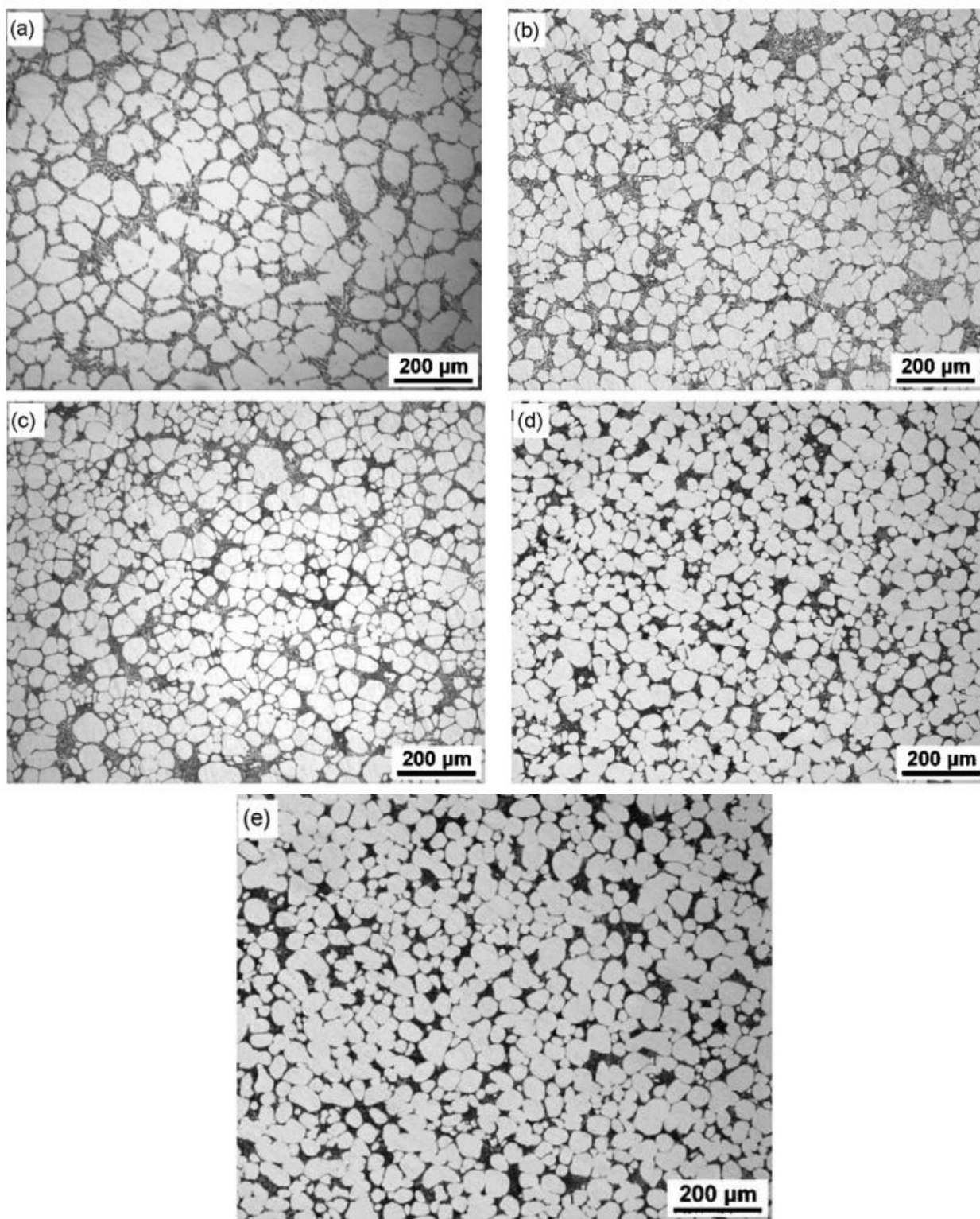


شکل 15 – (a) ریز ساختار بدست آمده از ریخته گری معمولی آلیاژ A356 و (b) ریز ساختار بدست آمده از LSPSF [11].

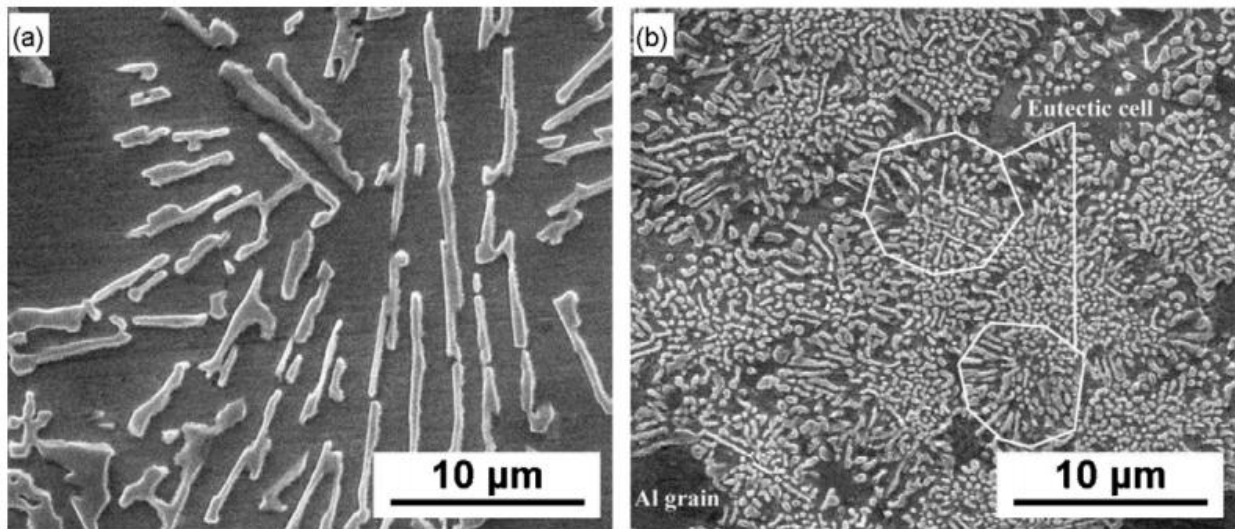
پس از تهیه دوغاب نیمه جامد، مواد تحت ریخته گری کوبشی برای رسیدن به شکل نهایی قرار می گیرند. در اثر فشار اعمالی، مذاب در تماس با دیواره قالب قرار می گیرد و به این ترتیب در اثر افزایش ضریب انتقال حرارت، نرخ سرمایش مذاب افزایش می یابد و به این ترتیب دانه های آلفا آلومینیوم فرصت کمتری برای رشد دارند و ساختار ریز می شود. حال هر چه فشار بیشتر باشد ریز شدن ساختار بیشتر می شود. شکل 15 ریز ساختار حاصل از ریخته گری معمولی آلیاژ A356 و ریز ساختار حاصل از فرآیند LSPSF را نشان می دهد. شکل 16 نیز تاثیر افزایش فشار را بر روی ریز ساختار نشان می دهد [5].

آخرین مرحله در ریخته گری کوبشی آلیاژ نیمه جامد A356، واکنش یوتکتیک است که باعث تشکیل فاز Si بین دانه ای می شود. همان طور که در شکل 17 مشاهده می شود، با افزایش فشار از 40-90 MPa ساختار که ابتدا حالت صفحه ای و درشت دارد به صورت ریزت مانند و ریز تر تبدیل می شود که مکانیزم آن مانند مکانیزم توضیح داده شده برای آلفا آلومینیوم اولیه است.

در حین انجماد دوغاب نیمه جامد، حضور ذرات آلفا آلومینیوم کروی، باعث می شود مذاب باقیمانده به بخش های کوچک جدا از هم تبدیل شوند. پس واکنش یوتکتیک در آلیاژ Al-Si به مناطق کوچک بین دانه ای محدود می شود که این فرآیند روی جوانه زنی فاز سیلیکون اثر می گذارد و به این ترتیب با تغییر تحت تبرید ذاتی در جبهه انجماد دانه های یوتکتیک، سبب رشد تقریباً ایزوتروپ ذرات سیلیسیوم می شود [5].



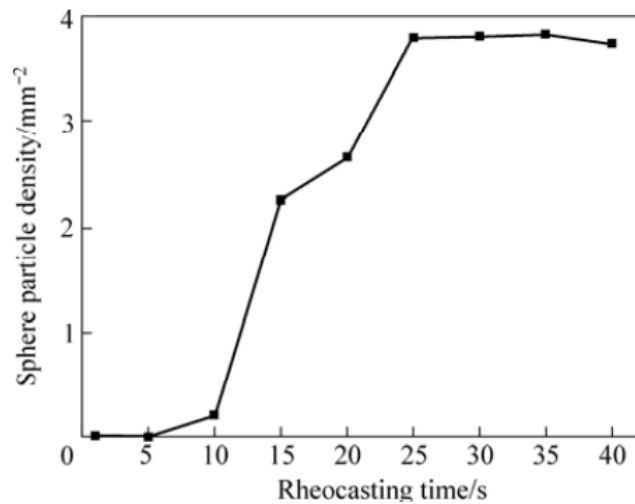
شکل 16- ریز ساختار ریخته گری کوبشی در حالت نیمه جامد برای آلیاژ A356 تحت فشار اعمالی: (a) 0 ; (b) 40 MPa ; (c) 70 MPa ; (d) 90 MPa ; (e) 120 MPa [5].



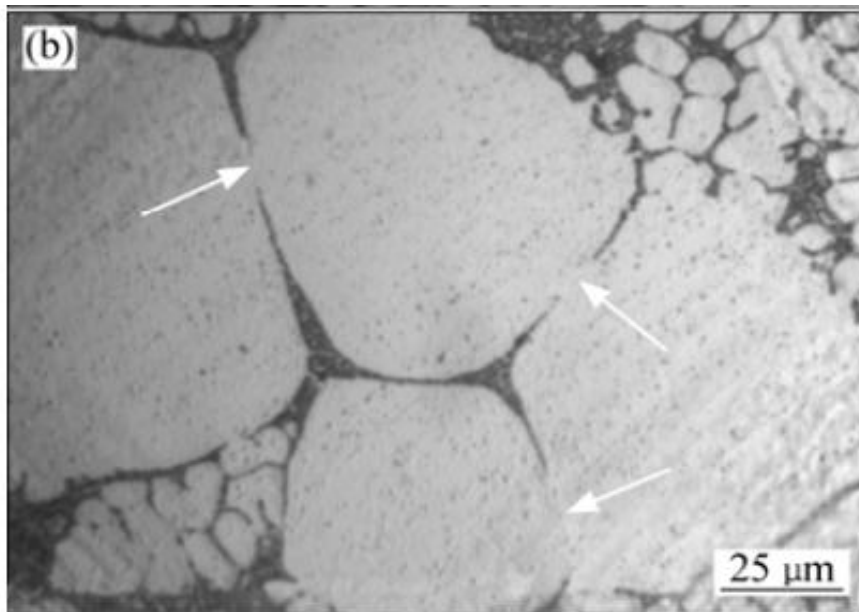
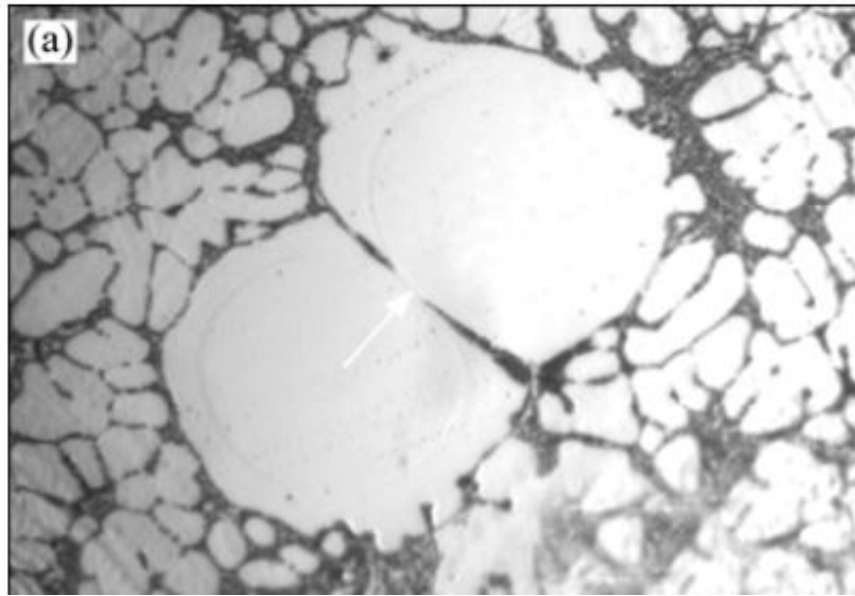
شکل 17 - ساختار سیلیکون یوتکتیک حاصل از SEM: (a) فشار اعمالی 40 MPa ; (b) فشار اعمالی 90 MPa [5].

• اثر زمان روی شکل ذرات جامد در فرآیند ریو کستینگ

دانسیتته ذرات کروی در ریوکستینگ با افزایش زمان مطابق شکل 18 زیاد می شود اما بعد از زمان معینی ثابت می شود. در واقع شکسته شدن دندریت ها بوسیله مکانیزم ذوب مجدد مسؤول تشکیل این ذرات کروی است. دلیل ثابت شدن دانسیته پس از زمان معین نیز به این واقعیت مربوط می شود که در حین جریان ماده ذرات جامد ممکن است با هم برخورد کنند و مطابق شکل 19 به هم زینتر شوند. با افزایش کسر جامد احتمال برخورد ذرات با هم و تشکیل زینتر نیز بیشتر می شود و در واقع تعادلی بین تشکیل ذرات کروی و زینتر شدن رخ می دهد [12].



شکل 18 - تاثیر زمان ریوکستینگ بر روی دانسیته ذرات کروی [12].



شکل 18 - نمونه هایی از ذرات زینتر شده (قسمت هایی که با فلش نشان داده شده اند نشان دهنده محل اتصال هستند) [12].

نتیجه گیری:

- 1- در روش SIMA با بالا بردن فشار، تغییر فرم افزایش می یابد و انرژی کرنشی بیشتری در قطعه ذخیره می شود. انرژی کرنشی ذخیره شده بیشتر، صعود و لغزش متقاطع را تسهیل می کند و در صورت وجود دانسیته بالای نابه جایی، جوانه های تبلور مجدد بدون کرنش بوجود می آیند و جوانه های جدید، در دندریت های اولیه رشد می کنند و باعث می شود دندریت اولیه از تعداد زیادی دانه های کوچک با مرزهای چند وجهی تشکیل شود.
- 2- در روش هم زدن مکانیکی، با افزایش فرکانس ارتعاشات، فاز اولیه کروی تر و ریزتر، با افزایش کسر جامد فاز اولیه گلوبوله تر و درشت تر و با افزایش دمای بارریزی ساختار درشت تر می شود.
- 3- در صورت استفاده از هم زدن الکترومغناطیسی، جابه جایی اجباری در مذاب ایجاد می شود که باعث می شود که مذاب با سطح قالب برخورد بکند و حرارت سریع تر از مذاب خارج شود. از طرفی استفاده از هم زدن مکانیکی باعث شتاب یافتن کاهش دما در مذاب می شود.
- 4- در روش LSPFS بر اساس مکانیزم دیواره، وقتی مذاب درون بشکه جریان می یابد، جوانه زنی نزدیک دیواره صورت می گیرد. تحت هم خوردن مذاب در اثر چرخش بشکه، نیروی زیادی به جوانه هایی که روی دیواره تشکیل شده اند وارد می شود. پس جوانه ها به راحتی از دیواره جدا شده و در مذاب پراکنده می شوند؛ در نتیجه جوانه های تازه ای می توانند روی دیواره تشکیل شوند و همان چرخه را ادامه دهند بنابراین مذاب شامل تعداد زیادی جوانه های ریز خواهد شد.
- 5- در روش ریخته گری کوبشی در اثر فشار اعمالی، مذاب در تماس با دیواره قالب قرار می گیرد و به این ترتیب در اثر افزایش ضریب انتقال حرارت، نرخ سرمایش مذاب افزایش می یابد و به این ترتیب دانه های آلفا آلومینیوم فرصت کمتری برای رشد دارند و ساختار ریز می شود.
- 6- دانسیته ذرات کروی در ریوکستینگ با افزایش زمان زیاد می شود اما بعد از زمان معینی ثابت می شود. علت ثابت شدن دانسیته به این واقعیت مربوط می شود که در حین جریان ماده ذرات جامد ممکن است با هم برخورد کنند و به هم زینتر شوند و در واقع تعادلی بین ذراتی که کروی می شوند و ذراتی که زینتر می شوند بوجود می آید.

منابع و مراجع :

- [1] Metallurgical structure of A356 aluminum alloy solidified under mechanical vibration: An investigation of alternative semi-solid casting routes, Chaowalit Limmaneevichitr, Songwid Pongananpanya , Julathep Kajornchaiyakul, Materials and Design 30 (2009) 3925–3930
- [2] Effect of predeformation on the semisolid microstructure of Aluminium alloys, J.G. Wang, P. Lu, H.Y. Wang, Q.C. Jiang, Materials Letters 58 (2004) 3852– 3856
- [3] Semisolid microstructural evolution of AlSi7Mg alloy during partial remelting, H. Wang a, C.J. Davidson,1, D.H. StJohn,2 A368 (2004) 159–167
- [4] Rheo-processing of an alloy specifically designed for semi-solid metal processing based on the Al–Mg–Si system, J.B. Patel, Y.Q. Liu, G. Shao, Z. Fan, Materials Science and Engineering A 476 (2008) 341–349
- [5] Pressurized solidification of semi-solid aluminum die casting alloy A356, Hong-Min Guoa, Xiang Jie Yanga, Jia-XuanWang, Journal of Alloys and Compounds 485 (2009) 812–816
- [6] Solidification microstructure affecting ductility in semi-solid-cast products, J.L. Jorstad a, Q.Y. -Pan , D. Apelian , A 413–414 (2005) 186–191,2005
- [7] Effects of pulsed magnetic field on microstructures and morphology of the primary phase in semisolid A356 Al slurry, L. Zhang ,W.Li, J.P. Yao, H. Qiu, Materials Letters 66 (2012) 190–192
- [8] Z.Fan, Semisolid Metal Processing, International Materials Reviews,47,2,2002, 1-37
- [9] Effect of stirring on solidification pattern and alloy distribution during semi-solid-metal casting,Shahrooz Nafisi, Reza Ghomashchi, Materials Science and Engineering A 437 (2006) 388–395
- [10] The effect of the solid fraction on rheological behavior of wrought aluminum alloys in incremental compression experiments with a closed die, W.Y. Kima, C.G. Kang b, B.M. Kimb, Materials Science and Engineering A 447 (2007) 1–10
- [11] Pressurized solidification of semi-solid aluminum die casting alloy A356, Hong-Min Guoa, Xiang Jie Yanga, Jia-XuanWang, Journal of Alloys and Compounds 485 (2009) 812–816
- [12] Evolution of microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy, R. CANYOOK, S. PETSUT, S. WISUTMETHANGOON, M. C. FLEMINGS, J. WANNASIN,Trans.NonferrousMet.Soc.China20(2010)1649-1655