



دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

بررسی عوامل موثر بر ساختار آلیاژهای Al-Si تولید شده به روش SIMA

چکیده:

فرایند ریخته‌گری و شکل‌دهی نیمه‌جامد فرایندی جذاب در تولید قطعات در چند دهه اخیر نسبت به روشهای سنتی و متداول ریخته‌گری و فورج می‌باشد [۴]. در شکل دادن فلز نیمه‌جامد، ابتدا با استفاده از فرآیندهای ریخته‌گری، ساختاری حاصل می‌نمایند، که دیگر حالت دندریتی نداشته و این خود باعث تغییر کلی در خواص فلز می‌گردد. سپس با استفاده از یکی از روش‌های شکل‌دادن فلز جامد می‌توان این فلز را که مقاومت ناچیزی به تغییر شکل دارد، به شکل مورد نظر در آورد [۲]. یکی از عوامل مهم در فرایندهای شکل‌دهی نیمه‌جامد تولید شمش‌های اولیه با ریزساختار غیر دندریتی و کروی می‌باشد. روش SIMA به عنوان یک روش مناسب برای تولید شمش‌های اولیه با مقاطع کوچک و به خصوص برای فلزات حساس به اکسیداسیون شناخته می‌شود [۴]. در این تحقیق آلیاژهای آلومینیوم سیلیسیوم مورد بررسی قرار گرفته و ریزساختار آنها پس از فرایند SIMA مورد مطالعه قرار خواهد گرفت.

فهرست مطالب

فصل ۱. مقدمه.....	۳
فصل ۲. ریخته گری حالت نیمه جامد.....	۵
۱-۲. مراحل اصلی در فرایند نیمه جامد:.....	۶
فصل ۳. انواع روش های تولید مخلوط نیمه جامد.....	۹
۱-۳. روش های مستقیم تولید مخلوط نیمه جامد کروی:.....	۹
3-1-1. مزایا و معایب روش مستقیم:.....	۱۰
۲-۳. روش های غیر مستقیم تولید مخلوط نیمه جامد کروی.....	۱۰
۱-۲-۳. مزایا و معایب روش غیر مستقیم:.....	۱۱
فصل ۴. فرآیند SIMA.....	۱۳
4-2. مزایا و معایب روش SIMA.....	۱۶
۳-۴. پارامترهای مؤثر در فرآیند SIMA.....	۱۸
۱-۳-۴. درصد تغییر فرم.....	۱۸

۲۱	۲-۳-۴. دمای اعمال تغییر فرم
۲۳	۳-۳-۴. سرعت اعمال نیرو
۲۳	۴-۳-۴. زمان نگهداری در منطقه ی نیمه جامد
۲۵	۵-۳-۴. اثر دما بر مکانیزم تغییر شکل
۲۶	۶-۳-۴. سرعت سرد کردن
۲۷	فصل ۵. تغییر وضع دندریت های نیمه جامد
۲۹	فصل ۶. مکانیزم های شکسته شدن دندریت ها
۳۰	6-1. مکانیزم تبلور مجدد:
۳۲	۲-۶. مکانیزم ذوب شدن:
۳۳	۳-۶. مکانیزم به هم پیوستن:
۳۳	۴-۶. مورفولوژی نابهجاییها
۳۵	فصل ۷. بررسی های انجام شده بر روی آلیاژهای Al-Si
۳۵	۱-۷. آلیاژهای A319
۳۶	۲-۷. تأثیر میزان کرنش بر ریز ساختار آلیاژ:
۳۹	۳-۷. بررسی رابطه فاکتور شکلی و میزان کرنش:
۴۰	۴-۷. تأثیر دما بر ریز ساختار آلیاژ:
۴۲	۵-۷. تأثیر زمان بر ریز ساختار آلیاژ:
۴۷	مراجع

فصل ۱ . مقدمه

فرایند شکل دهی نیمه جامد ، فرایندی جذاب در تولید قطعات نسبت به روش های سنتی و متداول ریخته گری و فورج می باشد. این فرایند نخستین بار توسط Spencer و همکارانش در سال 1970 جهت بررسی خواص رئولوژی و نیروهای مورد نیاز برای تغییر شکل وشکستن دندریت ها در حالت نیمه جامد کشف و مطرح گردید. از مزیت های این فرایند می توان به دمای پایین فرایند و کاهش مصرف انرژی گرمایی ، رفتار ویسکوز مواد هنگام سیلان درون قالب، کاهش میزان حلالیت گاز و حفرات گازی، کاهش انقباض حین انجماد ، افزایش عمر قالب و افزایش خواص مکانیکی نسبت به حالت ریخته گری اشاره کرد. نکته مهم و کلیدی در تهیه مواد به این روش داشتن ساختار کروی می باشد. از روش های ایجاد ساختار کروی در مخلوط نیمه جامد می توان ، روش هم زدن مکانیکی ، تلاطم الکترومغناطیسی، روش های عملیات حرارتی و روش های ترمومکانیکی را نام برد . روش SIMA یکی دیگر از

روش های فراوری مواد نیمه جامد می باشد . در این روش با اندوخته کردن کرنش در ماده اولیه و سپس گرمایش مجدد ، ساختار کروی حاصل می گردد. به دلیل تبلور مجدد ماده کرنش یافته حین گرمایش مجدد و تشکیل مرزهای پر انرژی ، فاز مذاب در این نواحی جوانه زده و با افزایش زمان و درصد مذاب کرویت ساختار افزایش می یابد . اندازه ذرات کروی جدا شده توسط فاز مایع وابسته به ترکیب شیمیایی آلیاژ، ریز ساختار اولیه ، نرخ گرمایش و زمان نگهداری در دمای گرمایش مجدد می باشد [۱].

آلیاژهای آلومینیوم به دلیل خواص مطلوبی از قبیل نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت به خوردگی مناسب، وزن مخصوص کم، هدایت الکتریکی و حرارتی زیاد، قابلیت شکل پذیری با روش های مختلف و ... کاربرد وسیعی در صنایع مختلف دارند. آلیاژهای آلومینیوم در درجه حرارت های پائین کارایی خوبی دارند، اما وقتی در درجه حرارت های بالا قرار می گیرند، شروع به کاهش استحکام می کنند. آلومینیم به علت چگالی کم آن به سرعت به عنوان یک ماده مناسب برای تولید آلیاژهای صنعتی مورد توجه قرار گرفت و با وجود اینکه استحکام آلیاژهای آلومینیم قابل مقایسه با استحکام فولادها نیست ولی به دلیل نسبت استحکام به وزن بالا ، در بسیاری از موارد صنعتی قابل کاربرد می باشد. این آلیاژها به دو دسته اصلی تقسیم می شوند : نوردی و ریختگی. یکی از خصوصیات هر دو روش تولید قطعه ، اعمال نیرو بر روی مذاب یا جامد می باشد . استفاده از نیروی ثقل بر روی مذاب اساس ریخته گری ثقلی، اعمال فشار های خارجی بر مذاب مبنای تکامل روش ریخته گری تحت فشار را تشکیل داده اند . طبعاً برای شکل دادن جامدات به اعمال نیروی بیشتری نیاز است . بدیهی است که برای تهیه قطعات صنعتی ، استفاده از مذاب همواره مترادف با اعمال نیرو و انرژی کمتری در مقایسه با کار بر روی جامدات می باشد [۲].

فصل ۲ . ریخته گری حالت نیمه جامد

ایجاد یک برش شدید در مذاب یک آلیاژ فلزی ، همراه با سرد شدن پیوسته آن از دمای فوق گداز ، باعث از بین رفتن ساختار دندریتی شده منجر به تشکیل ذرات تقریباً کروی که درون زمینه پخش شده اند می گردد ، به این فرایند ریخته گری نیمه جامد می گویند. فرایند ریخته گری نیمه جامد به آن دسته از فرایندها اطلاق می شود که در آنها عملیات ریخته گری بر خلاف حالت معمول در محدوده ی دمایی بین سالیدوس و لیکوئیدوس انجام می گیرد . البته این فرایند مستلزم انجام عملیات ویژه ای بر روی مذاب است تا مورفولوژی ذرات جامد اولیه ایجاد شده در دوغاب نیمه جامد فلزی به صورت غیر دندریتی و تقریباً کروی شکل درآید [۳]. بنابراین در هنگام ریخته گری دوغاب نیمه جامد نه تنها هیچ فوق گدازی وجود ندارد، بلکه مقدار زیادی از گرمای نهان انجماد نیز در مرحله قبل از ریخته گری خارج شده است کنترل رشد میکروسکوپی از طریق دخالت در نحوه انجماد و جلوگیری از تشکیل دندریت ها و یا حذف آنها در صورت تشکیل ، ایده اصلی فراوری در حالت نیمه

جامد است.

۱-۲. مراحل اصلی در فرایند نیمه جامد:

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 [۴]. که ساختار غیر دندریتی با استفاده از روش های مختلف چون هم زدن مکانیکی ، لرزش مکانیکی ، امواج الکترومغناطیسی و یا امواج آلتراسونیک به دست می آید . در این میان روش هم زدن مکانیکی یکی از روش هایی است که سبب رسیدن به نرخ برش بالا و مورفولوژی نزدیک به مورفولوژی کروی می گردد. با هم زدن 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 ایی

خواهند داشت. تکنیک‌های مختلفی برای تولید مواد خام نیمه‌جامد وجود دارد از جمله : هم‌زدن مکانیکی^۱ (MS) ، هم‌زدن الکترومغناطیسی^۲ (EMS) ، SIMA ، (SD) Spray Deposition ، Passive Stirring و بهسازی دانه بندی. در مجموع می‌توان روش‌های تولید ساختار گلبولی را به دو دسته‌ی روش‌های تولید مستقیم و غیر مستقیم دسته بندی کرد [۵].

^۱ Mechanical Stirring

^۲ Electoro Magnetice Stirring

فصل ۳ . انواع روش های تولید مخلوط نیمه جامد

و خواص رئولوژیکی ویژه ای خواهند داشت. در تلاطم شدید و سرد کردن آرام ، دانه ها کروی می شوند. روشهای تولید ساختار کروی به دو دسته مستقیم و غیر مستقیم تقسیم می شوند.

۳-۱. روش های مستقیم تولید مخلوط نیمه جامد کروی:

روش های مستقیم روش هایی هستند، که ساختار گلبولی مستقیماً در اثر عملیاتی که روی مخلوط نیمه جامد انجام می شود، ایجاد شده و سپس مخلوط مذکور ریخته گری می شود. در این دسته از روش ها برای اغتشاش مذاب از روش های گوناگون استفاده می شود. بعضی از این روش ها شامل هم-

زدن مکانیکی، ارتعاش در دامنه‌ی انجماد یا به طور پیوسته در حین سرد شدن است. در این روش‌ها به تولید شمش به عنوان یک مرحله‌ی میانی و به تجهیزات خاص و عملیات حرارتی بعدی جهت گلبولی کردن ساختار نیازی نیست و مستقیماً بعد از اتمام فرآیند و قبل از جامد شدن آلیاژ، عملیات شکل دهی یا ریخته‌گری را می‌توان انجام داد.

۳-۱-۱. مزایا و معایب روش مستقیم:

از مزایای این روش‌ها می‌توان به راندمان حرارتی زیاد به علت عدم نیاز به فرآیندهای عملیات حرارتی ثانویه و سرعت تولید بالا اشاره نمود. مهمترین محدودیت این دسته شامل نیاز به کنترل دقیق فرآیند، ایجاد اغتشاش و جذب گاز توسط مذاب، امکان فرسایش پره‌ی هم‌زن و آلوده ساختن مذاب اشاره کرد. به دلیل وجود محدودیت‌های ذکر شده، این دسته از روش‌ها هنوز نتوانسته‌اند به طور کاملاً موفقیت آمیز در صنعت اجرا شوند [۲]

۳-۲. روش‌های غیر مستقیم تولید مخلوط نیمه جامد کروی

روش‌های غیر مستقیم روش‌هایی هستند که ساختار گلبولی بلافاصله بعد از ریختن مذاب یا مخلوط‌های نیمه جامد ایجاد نمی‌شود و برای حصول آن نیاز به عملیات حرارتی بعدی می‌باشد. در واقع در این روش‌ها در طی فرآیند اولیه، ساختار ریز دانه ایجاد می‌شود و در فرآیند ذوب جزئی مورفولوژی گلبولی ایجاد می‌گردد.

در این دسته، از روش های متفاوتی استفاده می شود. این روش ها را می توان به دو دسته روش هایی که از برش مذاب استفاده می کنند و روش هایی که بدون برش مذاب هستند، تقسیم بندی کرد. در دسته ی اول می توان به سطح شیبدار و در دسته ی دوم می توان به فرآیند کار مکانیکی گرم^۱ (SIMA) یا نیمه گرم^۲ (RAP) شدید، ریخته گری پاششی^۳، ریخته گری با دمای فوق ذوب کم و روش های باریکه ی مذاب اشاره کرد. مشخصه ی اصلی روش های غیر مستقیم نیاز به عملیات جزئی جهت گلولی شدن ساختار است.

۳-۲-۱. مزایا و معایب روش غیر مستقیم:

از مزایای روش غیر مستقیم، سادگی، کم هزینه بودن، عدم نیاز به تجهیزات گران قیمت و قابل کنترل بودن آنها می باشد. اما مهمترین محدودیت این روش ها، نیاز به عملیات ذوب جزئی بعدی و در نتیجه کاهش راندمان حرارتی و سرعت تولید می باشد [۲].

^۱ Strain – inducted melt activated

^۲ Recrystallization and Partial Melting

^۳ Spray casting

فصل ۴ . فرآیند SIMA

یکی از فرآیندهای مربوط به حالت نیمه جامد که در سال ۱۹۸۰ توسط Young توسعه یافت که آن را SIMA نامید. تا به حال بیشتر مطالعات روی شکل دهی نیمه جامد آلیاژهای آلومینیم به وسیله ی حرارت دهی مجدد بیلت هایی که عملیات ترمومکانیکی بر روی آنها اعمال شده انجام گرفته (SIMA) انجام شده است. وی این روش را برای به دست آوردن ساختار ریز پیشنهاد داد . پس از او Turkeli امکان به دست آوردن ساختار غیردندریتی به وسیله روش SIMA در آلومینیوم نوردی ۷۰۷۵ را ارائه کرد و ساختارها را بعد از عملیات حرارتی در دماهای مختلف در محدوده منطقه نیمه جامد مورد آزمایش قرار داد. Choi و همکارانش شرایطی را برای به دست آوردن ساختار کروی هم محور در آلومینیوم ۲۰۲۴ و دیگر آلیاژهای آلومینیوم به وسیله پرچ کاری سرد ارائه کردند [6].

روش SIMA شامل ذوب کردن جزئی آلیاژهای کار سخت شده برای به دست آوردن

ریزساختارهای کروی ریز است. فرآیند SIMA با پیشرفت مراحل فرآیندی که اصل آن بر اکستروژن یا نورد صفحات آلیاژهای فلزی گرم کار در معرض کار سرد اضافی قرار گرفتند، توسعه یافت. این روش شامل مراحل زیر است:

نخست، آلیاژ در اندازه های مناسب برای بدست آوردن ساختار دندریتی مرسوم ریخته می شود. سپس با انجام کار بر روی آلیاژ (نورد، فشار یا اکستروژن) میکروساختار و دانه بندی جهتدار بدست آمده که دارای انرژی ذخیره شده در مرز دانه ها است. در مرحله سوم نمونه های کار سخت شده حرارت داده می شوند تا به منطقه ی نیمه جامد با کسر حجمی مایع ۱۵-۵۰٪ برسد و به صورت همدما برای زمان مشخصی نگهداری می شوند. زمانی که کرنش کافی ایجاد شده و ماده تا شرایط نیمه جامد حرارت داده شود، ساختار با دانه بندی ریز، یکنواخت و غیردندریتی با ساختار کروی حاصل می گردد. این تغییر ساختار توسط فرآیند تبلور مجدد توضیح داده می شود. در اثر تغییر فرم و انجام کار بر روی آلیاژ چگالی نابه جایی ها افزایش می یابد. و علاوه بر پدیده ی لغزش و لغزش متقاطع، دوران دانه ، پدیده ی دوقلوبی نیز رخ می دهد. در این مرحله مرز دانه ها به صورت نواحی تک کریستال در آمده و به چندین قسمت تقسیم می شود. در مرحله حرارت دادن آلیاژ تا منطقه دوفازی، تبلور مجدد رخ می دهد که در نتیجه دانه های فرعی و مرزدانه ها تشکیل می شود. در ادامه، به دلیل جدایش عناصر آلیاژی با نقطه ذوب پایین که مرز دانه های اصلی با زاویه بالا را تر می کنند، ذوب در مرزدانه ها رخ می دهد که نتیجه آن ایجاد ذرات جامد تقریباً کروی شکل است که توسط فاز یوتکتیک (با نقطه ذوب پایین) احاطه شده اند. آلیاژهای آلومینیومی معمولاً بعد از مرحله شکل دهی به منظور حصول خواص مکانیکی مطلوب تحت عملیات همگن سازی و سپس عملیات پیرسازی قرار می گیرند. ریز ساختار بعد از تغییر فرم همگن، هر چه ریز دانه تر باشد یعنی هر چه کرنش اعمالی بیشتر باشد، برای عملیات

حرارت دهی مناسب تر است [6].

مراحل تغییرات ریز ساختاری در مرحله اول فرآیند SIMA عبارتند از:

هنگامی که تغییر فرم پلاستیک کم است ، بعلاوه لغزش متقاطع ، دوقلویی هم به وسیله اعمال بار فعال می شود.

در مکانهایی که اتم ها به صورت مرتب قرار نگرفته اند ، مرزهای دانه جدید بوجود می آید.

در درجات بالاتر از تغییر فرم پلاستیک ، دانه ها می چرخند و بزرگتر می شود

هنگامی که دانه ها (تک بلورها) بزرگ می شود ، می شکنند .

در مرحله دوم SIMA مرزهای دانه با انرژی بیشتر ذوب می شوند و دانه ها به تدریج به فرم گلوبولی در می آیند. آنچه که در مرحله دوم یعنی حرارت دهی باعث کروی شدن دانه ها می شود ، تمایل آنها به کاهش انرژی آزاد سطحی است که طبق رابطه ی زیر بیان می شود :

$$\Delta T_r = -\frac{2\sigma T_m V_{SK}}{\Delta H} \quad (1-4)$$

که در این رابطه K متوسط انحنای سطحی جامد ، $\Delta H = H_s - H_l$ تغییر آنتالپی مولار از حالت

مایع به جامد که همواره منفی است ، $\Delta T_f = T_M - T$ ، کاهش در دمای تعادلی ذوب ، V_s : کسر حجمی جامد و σ تنش سطحی است . اگر $k > 0$ دمای ذوب تعادلی در نوک دندریت کم می شود در نتیجه گوشه های تیز در مرز دانه ها ذوب می شوند و دانه ها حالت گلوبولی می یابند. آلیاژهای کارپذیر آلومینیم می توانند به طور وسیعی از این روش تولید شود . هر چه زمان نگهداری در دمای بین حد مایع و جامد بیشتر شود، مرزهای دانه ی ضخیم تر و گردتر می شود به طور مشابه کسر مایع در مرزهای دانه هم افزایش می یابد.

۲-۴. مزایا و معایب روش SIMA

این روش دارای مزیت های قابل توجهی است: روش نسبتاً ساده ای است و نیاز به تجهیزات پیچیده ندارد. مرحله تولید مذاب در این روش حذف شده است و برای آلیاژهای با نقطه ذوب کم و زیاد و قابل اجراست. این روش علاوه بر آلیاژهای معمول، بر کامپوزیت های پایه فلزی هم اعمال می شود.

در فرآیند SIMA، از آن جایی که زمان حرارت دهی بسیار کوتاه می باشد، مکانیزم ذوب شدن که یک مکانیزم کنترل شونده با نفوذ است و به زمان های طولانی تری جهت تحولات ریزساختاری نیاز دارد، در رشد دانه تأثیر کمتر ولی در کروی شدن دانه ها تأثیر بیشتری را خواهد داشت.

برعکس مکانیزم به هم پیوستن که به زمان های کوتاه و کسر های حجمی مایع اندک احتیاج

دارد در رشد دانه تأثیر بیشتری نسبت به کروی شدن دارد. دلیل اصلی کروی شدن و رشد دانه در فرآیند SIMA با توجه به تحقیقات Suery و Loue تمایل سیستم به کاهش انرژی از طریق کاهش فصل مشترک مایع- جامد که نیروی محرکه دو مکانیزم بیان شده است [۲].

در بین روش‌های نیمه جامد EMS و SIMA دارای فواید تجاری بارزتری هستند. اگرچه روش EMS می‌تواند مشکل آلودگی مذاب را نسبت به روش MS حل کند اما نیاز به تجهیزات کاملتر و پیچیده تری دارد. تولید مواد با قطر کم ($< 38 \text{ mm}$) و برخی از آلیاژهای نوردی از طریق روش EMS مشکل و پرهزینه است. اما روش SIMA این مشکلات را حل کرده است. این روش دارای مزایایی از جمله سادگی و تجهیزات ارزان قیمت است و بسیاری از خانواده آلیاژهای مهندسی شامل آلومینیوم، منیزیم، مس و آلیاژهای آهنی به این طریق قابل شکل دهی اند. Lee تحقیقات گسترده‌ای را بر روی ریزساختار آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در روش SIMA انجام داده است. مواد اولیه نیمه‌جامد برای فولادهای ضد زنگ 308-L و M-2 و آلیاژ LC4 نیز به روش SIMA قابل تولیداند.

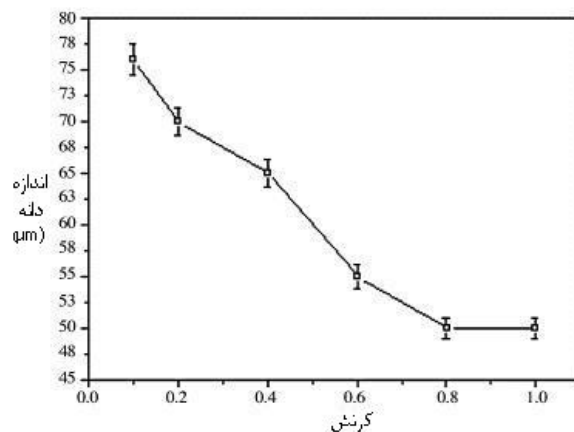
فرآیند SIMA به عنوان یک فرآیند اقتصادی و قابل اجرا برای قطعات با قطر کم برای فورج نیمه جامد ارائه شد. این فرآیند از نظر تکنیکی برای اندازه‌های بزرگتر نیز قابل کاربرد است اما هزینه فرآیند نمی‌تواند با ریخته‌گری MHD آن‌ها در اغلب آلیاژهای فلزی رقابت کند [۲].

۳-۴. پارامترهای مؤثر در فرآیند SIMA

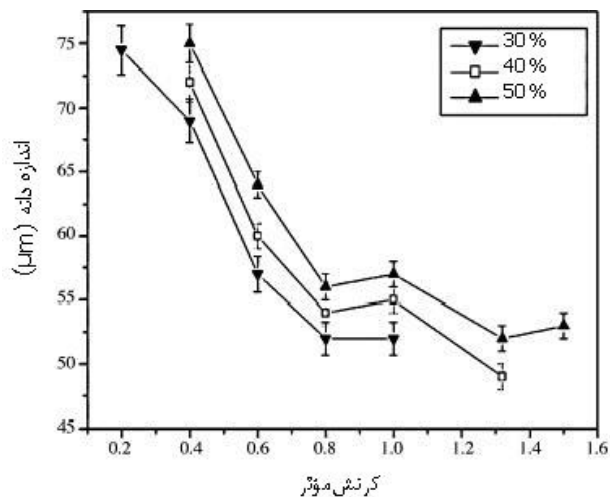
بر اندازه و شکل نهایی دانه های گلوبولی در فرآیند SIMA پارامتر های زیادی تأثیرگذار است. از جمله این عوامل می توان به دمای حرارت دهی که بر اساس ترکیب شیمیایی آلیاژ تعیین می شود، ساختار اولیه آلیاژ، درصد تغییر شکل، دمای اعمال تغییر فرم، زمان نگهداری در منطقه نیمه جامد، سرعت گرم کردن تا زیر دمای حد حلالیت مایع، سرعت سرد شدن بعد از حرارت دهی و اشاره کرد [7].

۳-۴-۱. درصد تغییر فرم

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 نمودار ۱ و ۲ نشان داده شده است. این نتایج شبیه نتایجی است که Choi و Park در تحقیقاتشان به دست آورده اند [۲].

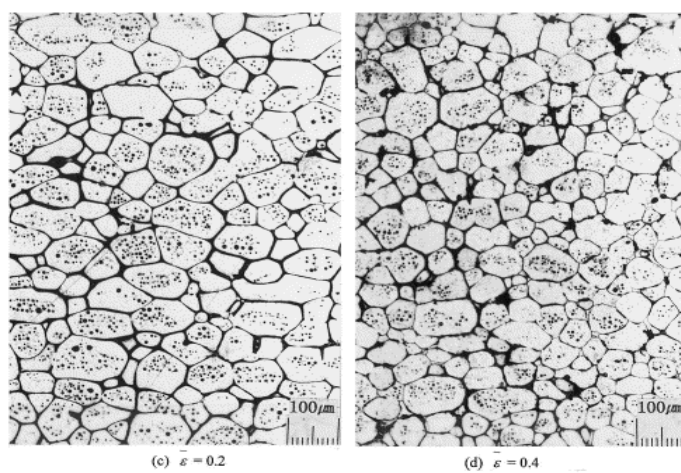
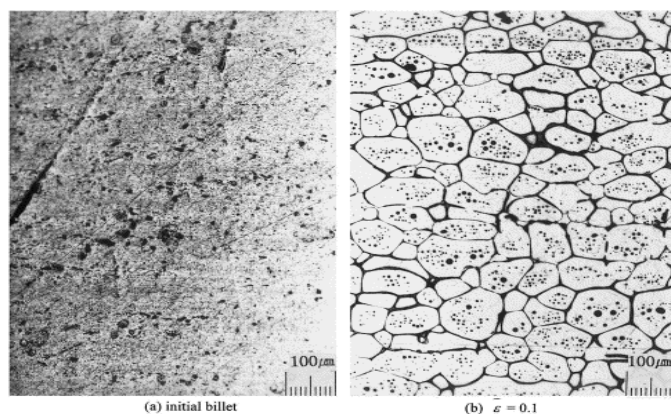


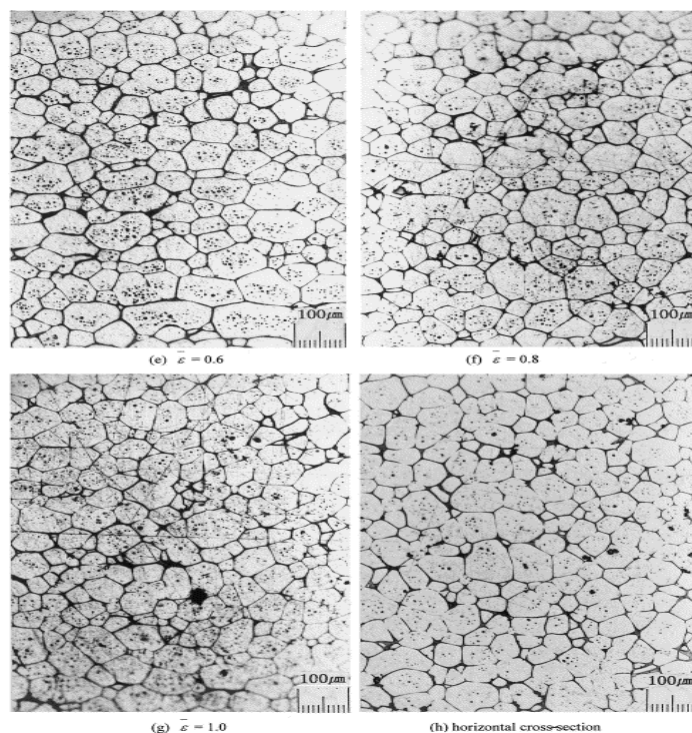
شکل ۴-۱. اندازه ی دانه های تبلور مجدد یافته بر حسب مقادیر مختلف کرنش [۲].



شکل ۴-۲. اندازه دانه های تبلور مجدد یافته بر حسب مقادیر کرنش مؤثر در نسبت اکستروژن های مختلف [۲].

بر اساس این نمودارها دریافته می شود که اندازه دانه ها با افزایش درصد تغییر فرم به طور مشخص کاهش پیدا می کند. 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 می شود 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. این پدیده در شکل ۳ دیده می شود [۲].

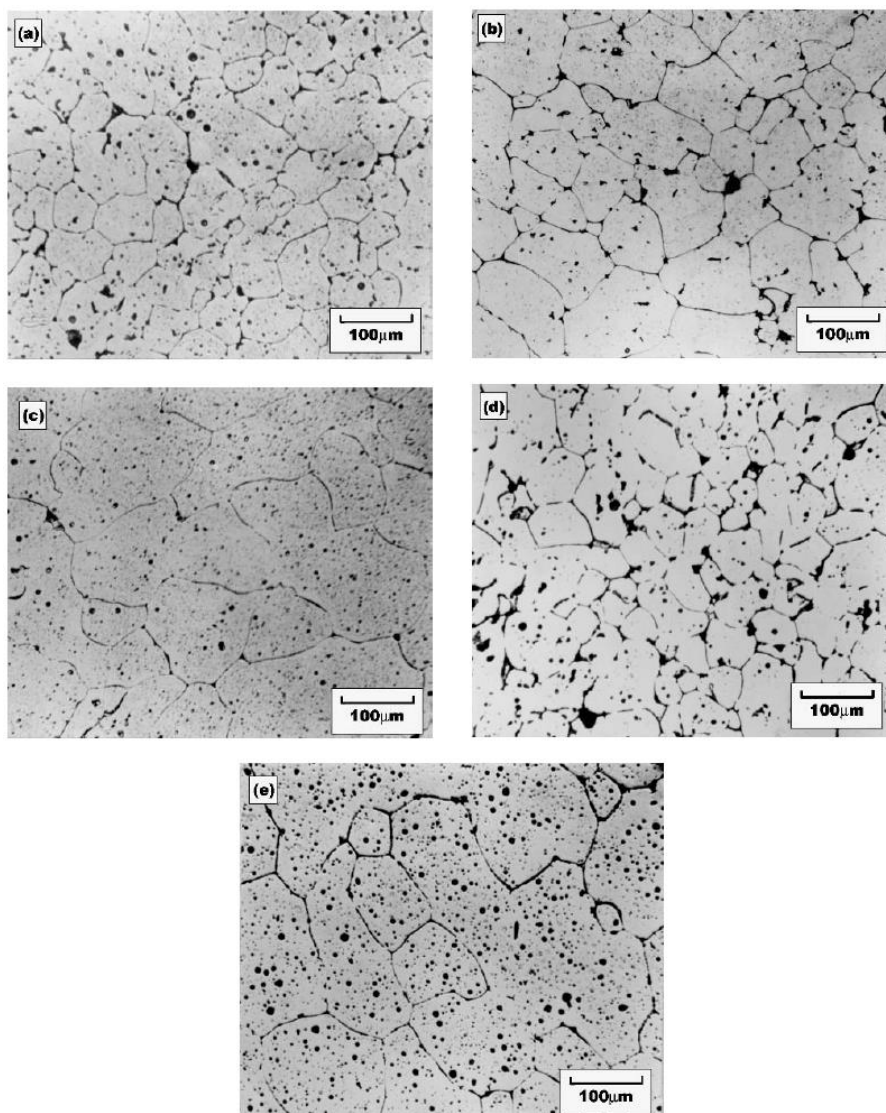




شکل ۳-۴. میکروساختار آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ که تحت فرآیند SIMA واقع شده. (a) بیلت اولیه. (b) $\varepsilon = 0.1$, (c) $\varepsilon = 0.2$, (d), $\varepsilon = 0.4$, (e), $\varepsilon = 0.6$, (f), $\varepsilon = 0.8$, (g), $\varepsilon = 1.0$ (h) سطح مقطع در برش افقی [7].

۲-۳-۴. دمای اعمال تغییر فرم

در روش SIMA دمای تغییر فرم بر روی اندازه متوسط دانه ها تأثیر گذار است. همان طور که در شکل ۵-۶ نشان داده شده، با افزایش دمای تغییر فرم، اندازه دانه ها افزایش یافته است. تغییر فرم باعث ایجاد کرنش کافی درون نمونه می شود 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 می شود. پس برای بدست آوردن دانه بندی ریز می بایست دمای تغییر فرم مناسب و بهینه ای در نظر گرفته شود [۲].



شکل ۴-۴. اثر شرایط تغییر فرم بر توزیع ریزساختار (a) 280°C ، 1 mm/min ، (b) 330°C ، 1 mm/min ، (c) 380°C ، 1 mm/min ، (d) 330°C ، 1 mm/min ، (e) 330°C ، 10 mm/min ، 0.5 mm/min [۲].

۴-۳-۳. سرعت اعمال نیرو

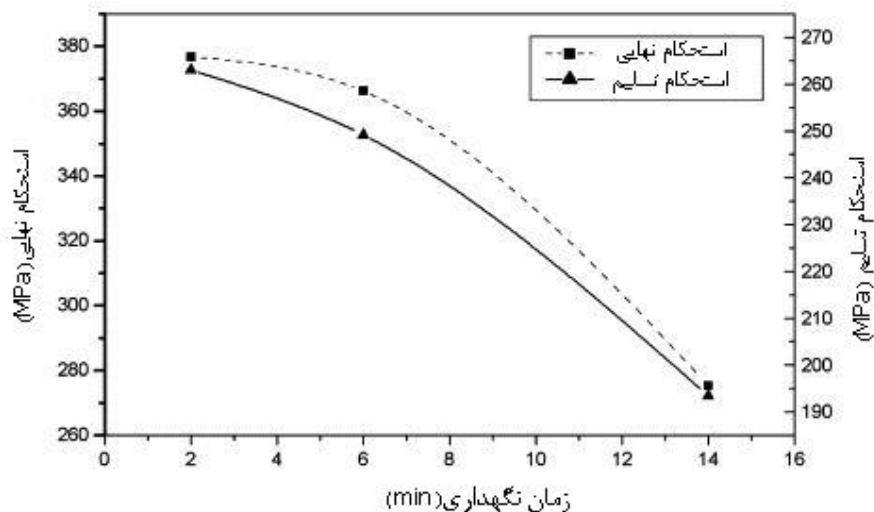
سرعت اعمال نیرو در فرآیند SIMA بر روی اندازه ی دانه مؤثر است. مقایسه تصاویر شکل ۵-۴ نشان می دهد که با کاهش سرعت اعمال نیرو توسط بازوهای دستگاه در تست فشار، دانه ها بزرگ می شود. در حین حرارت دادن نمونه ها در منطقه نیمه جامد، پدیده تبلور مجدد انجام می گردد و ساختارهای دندریتی در مرز دانه ها شکسته شده و دانه های ریز، یکنواخت و کروی ایجاد می گردد.

چنانچه دانه های خشن در ساختار وجود داشته باشد، کارایی مکانیکی به مقدار قابل ملاحظه ای کاهش پیدا می کند و این ساختار قابلیت تیکسوفرمینگ^۱ را نخواهد داشت. پس برای عدم حضور این گونه دانه ها، سرعت اعمال نیرو باید تا حدی زیاد باشد تا این که اطمینان حاصل شود که توزیع مناسبی از دانه های ریز و کروی به دست می آید. اما چنانچه سرعت اعمال نیرو از یک حدی بالاتر باشد کنترل فرآیند به سادگی صورت نمی گیرد. نتیجتاً با کاهش سرعت اعمال نیرو، اندازه متوسط دانه ها افزایش می یابد [۲].

۴-۳-۴. زمان نگهداری در منطقه ی نیمه جامد

از جمله عوامل مهمی که در منطقه نیمه جامد حائز اهمیت است، زمان نگهداری است. در واقع زمان نگهداری از مراحل و مشخصه های بسیار مهم برای ایجاد ساختارهای مناسب نیمه جامد است.

Haitao Jiang نشان داد که هر چه زمان نگهداری بیشتر شود، ساختار دانه ها بزرگتر و کروی تر می گردند. در آزمایشات وی بر روی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۱۷ زمان بهینه برای نگهداری آلیاژ در منطقه نیمه جامد ۳۰ دقیقه بدست آمده است و چنانچه زمان نگهداری کاهش یابد، ساختارهای دانه ای نامنظم تری دیده می شود. در مرحله ی تغییر فرم، آلیاژ انرژی کافی را در مرز دانه های خود جذب می کند که این انرژی موجب ذوب شدن موضعی این مناطق در مراحل بعدی (عملیات حرارتی همدمای) می گردد. در مرحله ی حرارت دهی و در دمای نیمه جامد، ذوب شدن از این مرزهای پر انرژی شروع می شود. با افزایش زمان نگهداری، ساختار دانه ها بزرگ تر و کروی تر می گردند. تحت شرایط زمان نگهداری طولانی، دانه ها بر اساس مکانیزم به هم پیوستن و ذوب شدن خشن می شوند. تغییر ریزساختار و تبدیل آن به ریزساختار کروی ناشی از کاهش سطح مشترک بین مذاب و ذرات جامد است. زمان نگهداری بهینه و کافی این اطمینان را به دست می دهد که تغییر و تبدیل ساختار به حالت کروی حتماً رخ داده است. دانه های ریز و کروی زمانی حاصل می شوند که زمان نگهداری معقولی انتخاب گردد. هم چنین زمان نگهداری بر روی استحکام تسلیم و استحکام نهایی تأثیر گذار است. Haitao Jiang در آزمایشاتی به بررسی این پدیده پرداخته است. مشاهده شده که با افزایش زمان نگهداری استحکام تسلیم و نهایی کاهش یافته است، شکل ۵-۵ نشان دهنده ی این مطلب است [۲].



شکل ۴-۵. رابطه ی بین استحکام تسلیم و استحکام نهایی با زمان نگهداری در فرآیند SIMA [۲].

۴-۳-۵. اثر دما بر مکانیزم تغییر شکل

در خصوص مکانیزم تغییر شکل در حالت نیمه جامد، PDS (تغییر شکل پلاستیک اجزاء جامد) مکانیزم اصلی تغییر شکل در دماهای کم شکل دهی است. SS (لغزش بین اجزاء جامد) و FLS (جریان مایع درون اجزاء جامد) مکانیزم های متداول تغییر شکل در حالت نیمه جامد در دماهای شکل دهی بالاتر است. مقدار کسر مایع زیاد ، باعث کاهش تنش لازم سیلانی در حین شکل دهی نیمه جامد می گردد. این پدیده به این علت است که فاز مایع مانند یک روانکار در شکل دهی نیمه جامد عمل می کند که این کسر مایع با افزایش دمای شکل دهی نیمه جامد افزایش می یابد .

۴-۳-۶. 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 می‌یابد. از طرف دیگر میزان مایع درون دانه های جامد کروی نیز با تغییر سرعت سرد کردن نمونه ها تغییر می‌کند. [۲]

فصل ۵. تغییر وضع دندریت های نیمه جامد

هنگامی که یک قطعه از دانه های هم محور در حالت خمیری منجمد می شود، سطح بالایی قطعه در هر مرحله از انجماد کم و بیش به طور غیر یکنواخت نشست می کند. در اوایل انجماد دانه ها، برای حرکت (نشست) آزاد هستند. در یک کسر جامد بحرانی، دانه ها تشکیل یک شبکه را می دهند و در این مرحله، تغذیه ی جرمی متوقف می شود. کسر جامد در هر دندریت، شبکه ی چسبناکی را تشکیل می دهند و تا حدودی استحکام آن زیاد می شود که به اندازه و شکل ساختاری دندریت بستگی دارد، ولی برخی از مطالعات انجام شده در آلیاژهای مختلف نشان داده است که حدوداً در فاصله ی ۰/۲- ۰/۱ و گاهی اوقات بالاتر می باشند. به عنوان مثال Metz و Flemings در دمای ثابت قطعات کوچکی از آلیاژهای آلومینیوم را برش دادند و در کسر جامد کمتر از ۰/۲ استحکام ناچیزی را مشاهده کردند. در بالای ۰/۲ کسر جامد، استحکام برشی با زیاد شدن کسر جامد افزایش یافت. همچنین دریافتند که استحکام برشی با اندازه ی دانه ها و تا حدودی با افزایش سرعت کششی، افزایش می یابد. در

آلیاژهایی با جوانه زایی خوب، استحکام حتی با رسیدن به ۰/۴ کسر جامد، شروع به افزایش نکرده است. طبق آزمایش اسپینسر، در یک سرعت کشش معین، تنش افزایش یافته و به ماکزیمم می‌رسد. ماکزیمم افزایش استحکام در کسر جامد بالاتر دیده می‌شود. تغییر فرم در اجزاء جامد (حداکثر تا حدود ۰/۰۹) در ابتدا به وسیله‌ی لغزش مرز دانه‌ها به همراه شکسته شدن برخی دندریت‌ها صورت می‌گیرد. افزایش تنش به همراه کشش اولیه می‌تواند تعداد تماس (جوش‌ها) بین ذرات را افزایش دهد. در کشش خیلی زیاد، باز شدن مداوم ترک‌ها باعث افت تنش به مقدار کمی می‌گردد. در صورت زیاد نبودن کسر جامد، ترک‌ها به وسیله‌ی مایع پر می‌گردند [8].

فصل ۶ . مکانیزم های شکسته شدن دندریت ها

طبق نظریه مارتینز و فلمینگز بسته به شدت جوانه زنی در لحظات ابتدایی انجماد ، دو مکانیزم متفاوت برای ایجاد ساختار های غیر دندریتی وجود دارد.

در صورتی که جوانه های تشکیل شده در ابتدای انجماد به تعداد زیاد وجود داشته باشند، به واسطه کوتاه شدن مسافت نفوذ اتمها، امکان کروی شدن سریع ذرات جامد اولیه تشکیل شده فراهم می شود. در این حالت فاصله زمانی میان تشکیل جوانه و کروی شدن آن ناچیز خواهد بود و ذرات جامد آنها بصورت غیر دندریتی خواهد بود.

در اکثر فرآیندهای معمول ریخته گری نیمه جامد، به دلیل نا کافی بودن تعداد جوانه های اولیه امکان رشد کروی ذرات فرآهم نمی شود . در چنین شرایطی، ذرات هم محور اولیه در حین رشد به

شکل دندربیت های درشتی در می آیند و در ادامه از طریق فرآیندهای درشت شدن مورفولوژی ذرات به کره نزدیک می شود. به دلیل اینکه در این شرایط زمان طولانی تری جهت ایجاد ساختار کروی لازم است . ممکن است امکان کروی شدن کامل ساختار فراهم نگردد . در این صورت ساختارهای فرعی که از آنها به نام ساختارهای گلبرگی نام برده می شود ایجاد می شود. هر چند دوغاب های نیمه جامد با ساختار گلبرگی نیز از سیالیت کافی جهت ریخته گری برخوردار هستند، ولی در مقایسه با ساختار کروی جدایش بیشتری از نظر ترکیب شیمیایی در ساختار آنها وجود دارد [۲].

تئوری های زیادی برای مکانیزم شکسته شدن دندربیت ها ارائه شده است. یک توافق کلی وجود دارد که در اثر همزدن، بازوهای دندربیتی شکسته می شود این شکسته شدن هنوز نظریه واحدی وجود ندارد و مکانیزم های زیر برای شکسته شدن دندربیت ها ارائه شده است :

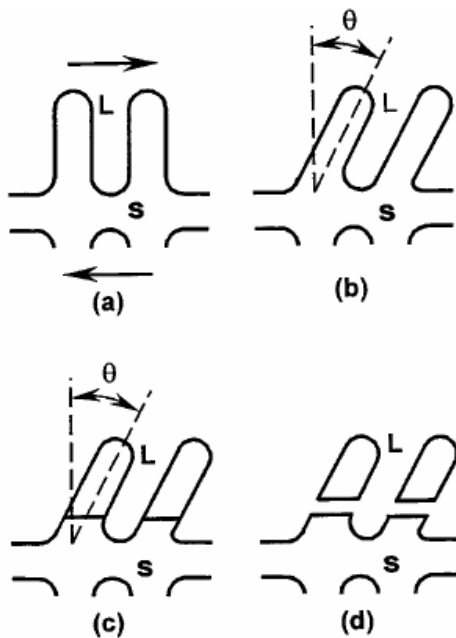
۶-۱. مکانیزم تبلور مجدد^۱:

مهمترین مکانیزم شناخته شده در این روش تبلور مجدد است که بر اساس انجام عملیات حرارتی بعد از اعمال کارسرد به وجود می آید. این مدل با توجه به تحقیقات انجام شده توسط Doherty و همکارانش بر این مبنا است که شاخه های دندربیتی در اثر تنش های حاصل از کارسرد،

^۱ . Recrystallization mechanism

کج شده و کرنش پلاستیکی باعث تولید نابه جایی ها می شود. این تغییر جهت در یک بازوی اصلی، ایجاد خم در کل بازوهای ثانویه تحت زاویه خاص θ می کند.

شکل ۶-۱ مکانیزم خرد شدن دندریت ها از محل مرزهای فرعی را به صورت شماتیک نشان می دهد. در درجه حرارت بالا، نابه جایی های تولید شده در اثر صعود، مرزهای فرعی ایجاد می کنند. در صورتی که $\theta > 20^\circ$ باشد انرژی مرزدانه از دو برابر انرژی فصل مشترک جامد - مایع بیشتر خواهد بود. لذا جهت کاهش انرژی داخلی، مذاب در این مرزدانه ها نفوذ کرده و بازوهای دندریتی از هم جدا می شوند. در غیر این صورت مرز دانه های کم انرژی به وجود می آید که در عملیات حرارتی انجام شده در فرآیند توسط مذاب خیس نمی شوند [۲].



شکل ۶-۶. شماتیک مدل خرد شدن دندریت ها، (a) دندریت قبل از تغییر فرم، (b) دندریت بعد از خم شدن، (c) آرایش مجدد و تشکیل مرز دانه، (d) جایگزینی مرزدانه با مذاب [9].

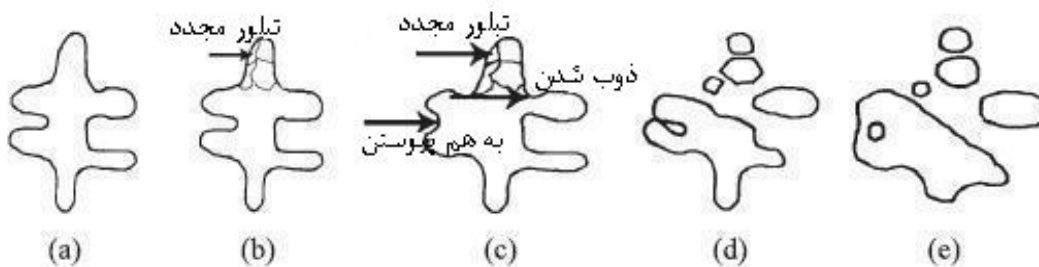
۶-۲. مکانیزم ذوب شدن^۱:

این مکانیزم بر مبنای پدیده Ripening است. این پدیده بر اثر تمایل طبیعی سیستم به کاهش سطح مشترک بین فازها ایجاد می شود که باعث ذوب و انحلال مناطق با انحنای سطحی بالا در مذاب و رشد مناطق دارای انحنای کم می گردد. در دندریت ها از آنجا که تمرکز بیشتر عناصر آلیاژی در مناطق بین دندریتی می باشد، نقطه ذوب در سطوح مناطق فرورفته کمتر از مناطق بالآمده است و در نتیجه این پدیده باعث نفوذ ذاتی غیر هموزن بین این دو سطح در حالت نیمه جامد شده و در نهایت سطح بر آمده بزرگتر شده و سطوح فرورفته توسط فاز مذاب جایگزین می شود. وجود عیوب ناشی از اعمال کار سرد این پدیده را تشدید می کند. این بازوهای جدا شده به شکل کروی تغییر شکل می دهند که معمولاً مایع محبوس شده ندارند. اندازه هر دانه کروی نهایی به اندازه بازوی شکسته شده یا ذوبی اولیه بستگی دارد [۲].

^۱ . Melting mechanism

۳-۶. مکانیزم به هم پیوستن^۱:

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 می‌شود. با گذشت زمان در اثر حرارت ریزساختار به صورت کروی در می‌آید. در شکل ۶-۲ این سه مکانیزم به وضوح دیده می‌شود.



شکل ۶-۷. (a) بعد از تغییر فرم پلاستیک ، ساختار دندریتی شکسته شده حاصل می شود (b) تبلور مجدد در هنگام گذر از دمای تبلور مجدد شروع می شود. (c) متعاقباً فرایندهای ذوب شدن و پیوستن به همدیگر 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 گردد و بقیه دندریت های ترکیب شده با مایع محصور در داخل آن ها به حالت کروی تر تبدیل می شود [۲].

۴-۶. مورفولوژی نابه جایی ها

پس از تغییر فرم پلاستیک در دمای اتاق بر روی آلیاژ Al-4Cu-Mg ، انرژی تغییر فرم درون آلیاژ

^۱ Coalescence mechanism

ذخیره می‌شود و در نتیجه ی آن دانسیته‌ی نابه‌جایی‌ها افزایش می‌یابد. این انرژی ذخیره شده در طول عملیات حرارتی نیمه‌جامد و با افزایش زمان نگهداری، کاهش پیدا می‌کند. مورفولوژی خاصی از نابه‌جایی‌ها به نام حلقوی^۱ در حین این پروسه ایجاد می‌گردد که با افزایش زمان نگهداری از تعداد آنها کاسته می‌شود. با افزایش زمان نگهداری تعداد نابه‌جایی‌های چرخه‌ای افزایش می‌یابند. وجود نابه-جایی‌های چرخه‌ای در دانه‌های خشن و درشت پس از عملیات حرارتی نیمه‌جامد، ناشی از قفل شدن نابه‌جایی‌های حلقوی است [۲].

^۱. Loops

فصل ۷. بررسی های انجام شده بر روی آلیاژهای Al-Si

۷-۱. آلیاژهای A319

ترکیب اسمی آلیاژ A319 استفاده شده برای تحقیقات صورت گرفته 6.45 wt\% Al-Si ، 3.92 wt\% ، 0.18 wt\% Cu ، 0.20 wt\% Mn می باشد.

به دلیل مقدار نسبتاً زیاد Si موجود در آلیاژ که چکش خواری آلیاژ را در دمای اتاق کاهش می دهد ، نمونه ها در دماهای نسبتاً بالا برای ممانعت از ترک خوردن ، نورد می شوند . اگرچه به منظور افزایش چگالی نا به جایی که از شروط فرایند SIMA است ، نمونه ها باید در دماهای تا حد ممکن پایینتر برای ممانعت از آنیل کردن طی کار ، باید دفرم شوند . دمای نورد معادل کمتر از 70% دمای یوتکتیک آلیاژ روی مقیاس دمایی کامل ، که به عنوان یک دمای آنیل کردن نوعی بر می گردد ؛ می

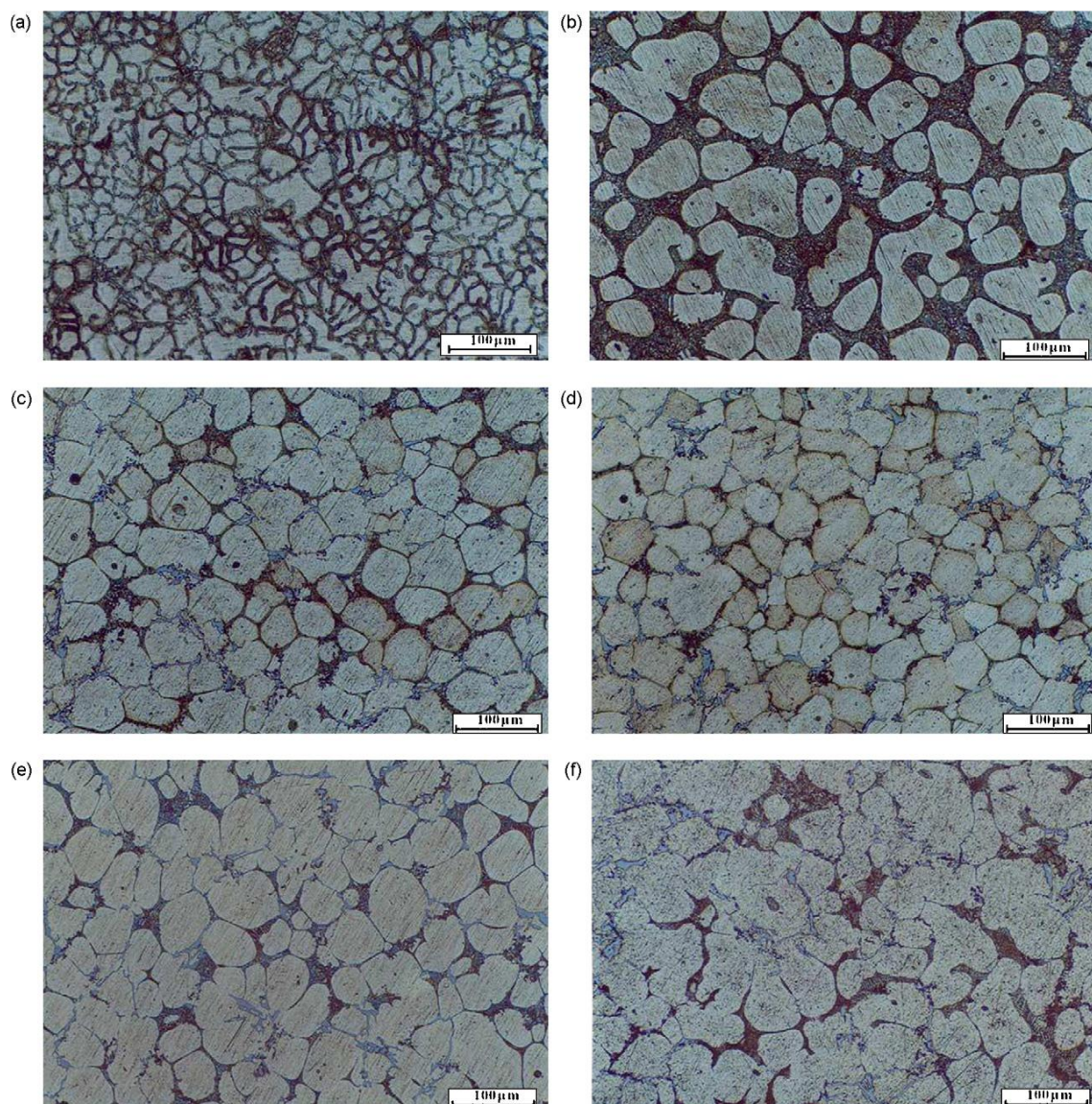
باشد . در نتیجه آلیاژ مقدار قابل توجهی کار گرم می اندوزد. [۱]

۲-۷. تأثیر میزان کرنش بر ریز ساختار آلیاژ:

a- شکل ۱-۷ ریزساختار نمونه همان طور که ریخته گری شده را نشان میدهد که حاوی فاز α -Al دندریتی اولیه است و فاز یوتکتیک Al-Si که عمدتاً در مرزهای دانه تجمع یافته اند را نیز نشان می دهد .

پس از ۲۰٪ پیش تغییرفرم و نگهداری در دمای 580°C برای ۱۵ دقیقه ، ساختار دندریتی هنوز قابل تشخیص است بطوریکه در شکل 7-1-b دیده شوند . اگرچه پس از ۳۰٪ پیش تغییرفرم یک ساختار گویچه ای غالب شکل گرفت (شکل 7-1-c) . افزایش بیشتر پیش تغییر فرم ، کروی شدن ریزساختار را تغییر می دهد (شکل 7-1-d-f) . در سطوح بالاتر از کار مکانیکی ، گویچه ای شدن ریزساختار شدیداً تغییر می یابد . آنجا یک مقدار بهینه برای مقدار موردنیاز پیش تغییرفرم که منجر به رخداد تبلور مجدد می گردد ، موجود است . مهم است که ملاحظه شود که پس از پیش تغییرفرم ، چگالی حفرات و نابه جایی ها افزایش می یابد ، که ظرفیت نفوذ اتمی را و سرعت Al و Si را برای نفوذ از فاز یوتکتیک لیکوئیدس به α -Al و دماهای نیمه جامد ، افزایش می دهد . پس از تجزیه یوتکتیک ها عناصر درون دانه های تبلور مجدد شده سریعاً نفوذ میکنند ، بنابراین عناصر به طور یکنواخت توزیع می شوند و مقدار مایع را کاهش می دهند . در نمونه ها با مقدار کمی پیش تغییرفرم ، چگالی حفرات و نابه جایی ها ، کم است ، که منجر به یک سرعت نفوذ اتمی کم می گردد . اگرچه

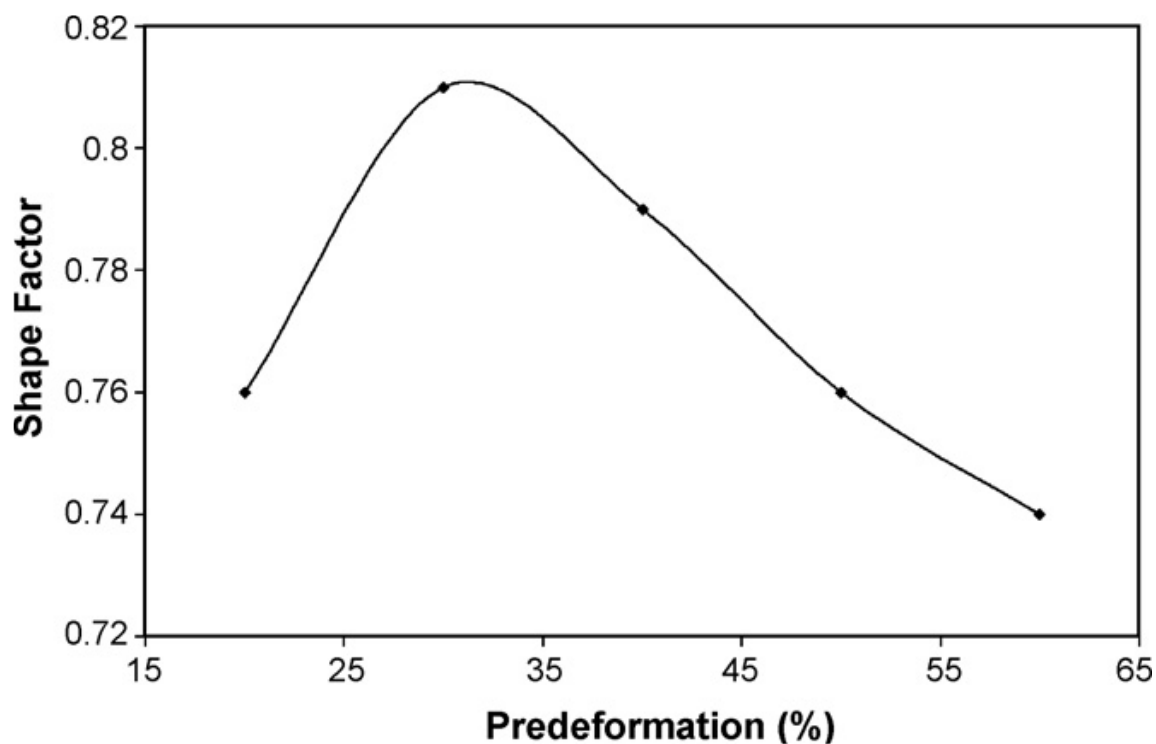
، زمانیکه ، مقدار کافی از تغییر فرم به آلیاژ اعمال شود ، ریزساختار نیمه جامد نهایی ممکن است دانه بندی هم محور توسط نفوذ فاز مذاب یوتکتیک به نواحی حاوی تنش های بالای دندریت داشته باشد . در ۶۰٪ پیش تغییر فرم میانگین فاکتور شکلی دانه ها به مقداری که با نمونه ریخته شده قابل مقایسه است ، کاهش می یابد . شکل ریزساختار نمونه ۶۰٪ تغییر فرم یافته را پس از نگداری در دمای پایین تر (560°C) برای زمان کمتر (۱۰ دقیقه) نشان می دهد . مقدار بالاتر پیش تغییر فرم حفرات و نابه جایی های بیشتری را در نمونه معرفی می کند و بنابراین نمونه به میزان بالا پیش تغییر فرم می یابد ، در دمای کمتر و زمان نسبتاً کوتاهتر کروی می شود [۱] .



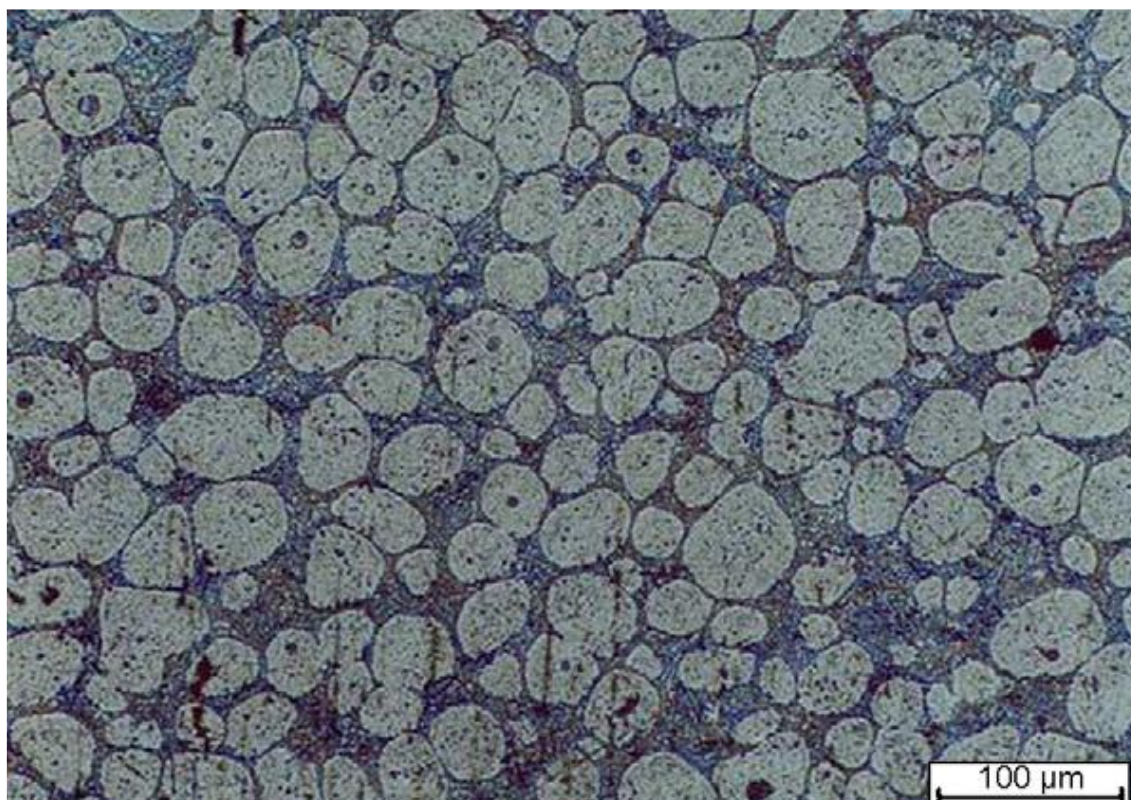
شکل ۷-۸. ریزساختار درختچه ای نمونه به همان صورت که ریخته شده (a)، و ریزساختار ۲۰٪ (b)، ۳۰٪ (c)، ۴۰٪ (d)، ۵۰٪ (e) و ۶۰٪ (f) نمونه های پیش تغییر فرم یافته که در دمای 580°C برای ۱۵ دقیقه نگهداشته شدند [۱].

۷-۳. بررسی رابطه فاکتور شکلی و میزان کرنش :

این رابطه توسط انحرافات فاکتور شکلی ارائه شده توسط شکل ۸ استنباط شود. بر طبق این نتایج فاکتور شکلی به یک مقدار ماکزیمم حدود 0.81 در ۳۰٪ پیش تغییر فرم می رسد.



شکل ۷-۹. انحرافات فاکتور شکلی با مقدار پیش تغییر فرم پس از نگهداری در دمای 580°C برای ۱۵ دقیقه [۱].



شکل ۷-۱۰. ریزساختار نمونه ۶۰٪ پیش تغییر فرم شده پس از نگهداری در دمای 560°C برای ۱۰ دقیقه [۱].

۴-۷. تأثیر دما بر ریز ساختار آلیاژ:

شکل 4-7 اثر دمای نگهداری روی ریزساختار شمش های آلیاژ A319 پس از 30% کار گرم ، را

نشان می دهد .

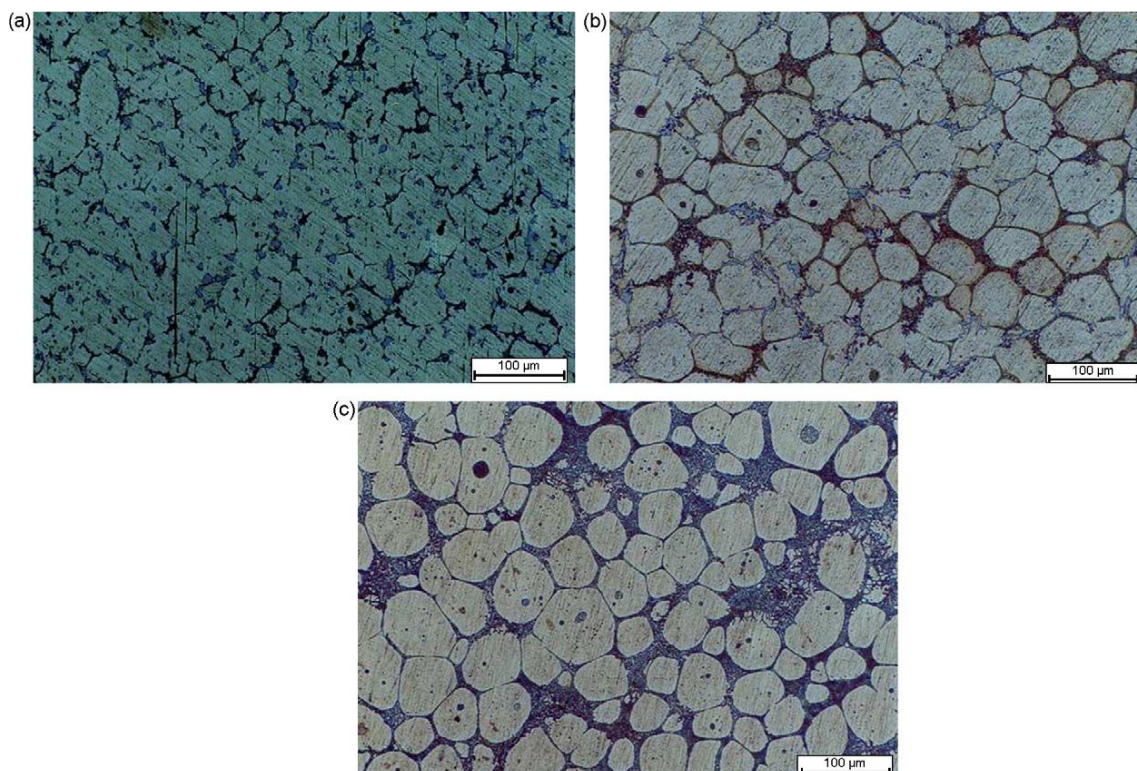
همانطور که در این اشکال نشان داده شده ، دانه های تبلور مجدد شده با هم ترکیب می شوند و

با افزایش دمای عملیات حرارتی رشد می کنند . درشت کردن دانه ها توسط افزایش دمای نگهداری

در این تصاویر مشاهده می شود . همانطور که در جدول ۱ نشان داده شده قطر میانگین کره ها با

افزایش دما افزایش می یابد و فاکتور شکلی در دمای 580°C به حداکثر می رسد .

می توان دید که با افزایش دمای عملیات حرارتی مقدار مایع در مرزهای دانه افزایش می یابد . به دلیل اثرات کشش سطحی و خمیدگی فصل مشترک ، لبه های محدب دندریتی ذوب می شوند و ناحیه فصل مشترک دندریتی را کاهش داده منجر به یک انرژی آزاد کمتر می گردد . به علاوه ، غلظت حل شده در بخش های مقعر دانه ها بالاتر است که مقدار فاز مایع را در این نواحی افزایش می دهد . زمانیکه مایع دو تقعر با هم تماس می یابد ، دانه ها به دو دانه کوچک مستقل جدا خواهند شد . باید یادآوری شود که افزایش دمای عملیات حرارتی سبب تجزیه بیشتر یوتکتیک و کروی شدن بیشتر دانه های $\alpha\text{-Al}$ می گردد . در دماهای بیشتر از دمای یوتکتیک فاز یوتکتیک کاملاً تجزیه می شود و اتم ها به دانه های $\alpha\text{-Al}$ به دلیل افزایش ظرفیت نفوذ و قابلیت انحلال عناصر در $\alpha\text{-Al}$ در دماهای بالاتر نفوذ می کنند . از آنجائیکه بازوهای ثانویه کوچک اند ، آنها درشت می شوند ، ترکیب می شوند و زمانیکه یوتکتیک بین آنها کاملاً ذوب می شود ، ناپدید می شوند . مطالعات انجام شده توسط Choi and Park نشان می دهند که یک افزایش دمای نگهداری در حالت نیمه جامد زمان بهینه نگهداری در آن دما را کاهش می دهد [10,1].



شکل ۷-۱۱. ریزساختار نمونه ۳۰٪ پیش تغییر فرم یافته نگهداشته شده در دمای ۵۷۰°C (a) ، ۵۸۰°C (b) و ۵۹۰°C (c) برای ۱۵ دقیقه .

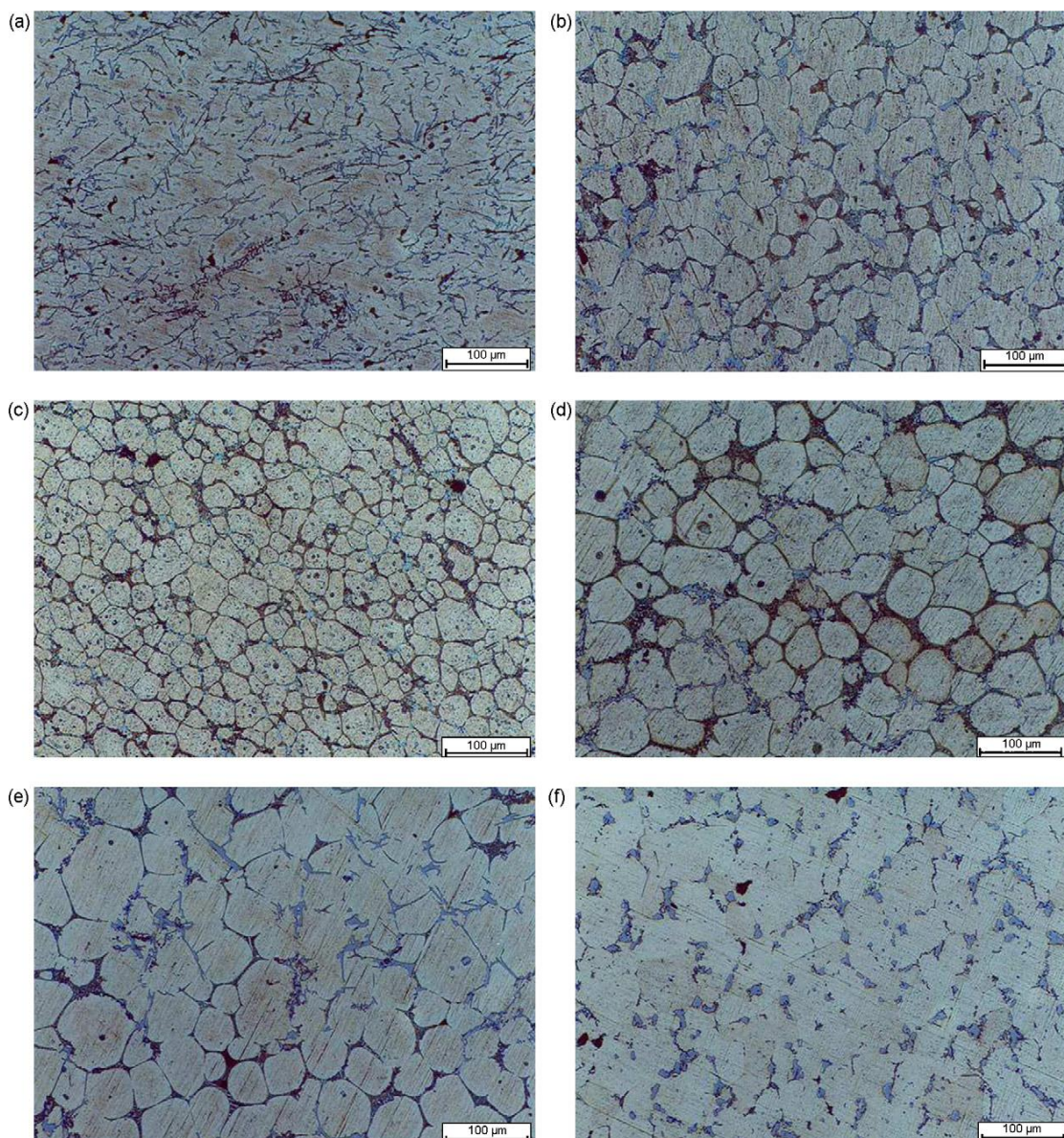
۷-۵. تأثیر زمان بر ریز ساختار آلیاژ:

شکل ۷-۵ a-f اثر زمان نگهداری در دمای ۵۸۰°C پس از ۳۰٪ پیش تغییر فرم را نشان می دهد . در زمان های نگهداری کوتاهتر ، تنها یک مقدار کم از فاز یوتکتیک ذوب می شود . (شکل ۷-۵ a و b) با افزایش زمان تا ۱۰ دقیقه اغلب یوتکتیک Si واقع شده در مرزخانه های فاز اولیه آلفا ذوب می شوند (شکل ۷-۵ c) و پس از ۱۵ دقیقه یک یکنواختی بهینه مشاهده می شود . (شکل ۷-۵ e و f) شکل ۱۲ انحرافات فاکتور شکلی با زمان نگهداری در دمای ۵۸۰°C را نشان می دهد . فاکتور شکلی در ۱۵ دقیقه به مقدار حداکثر ۰٫۸۱ می رسد و سپس کاهش می یابد .

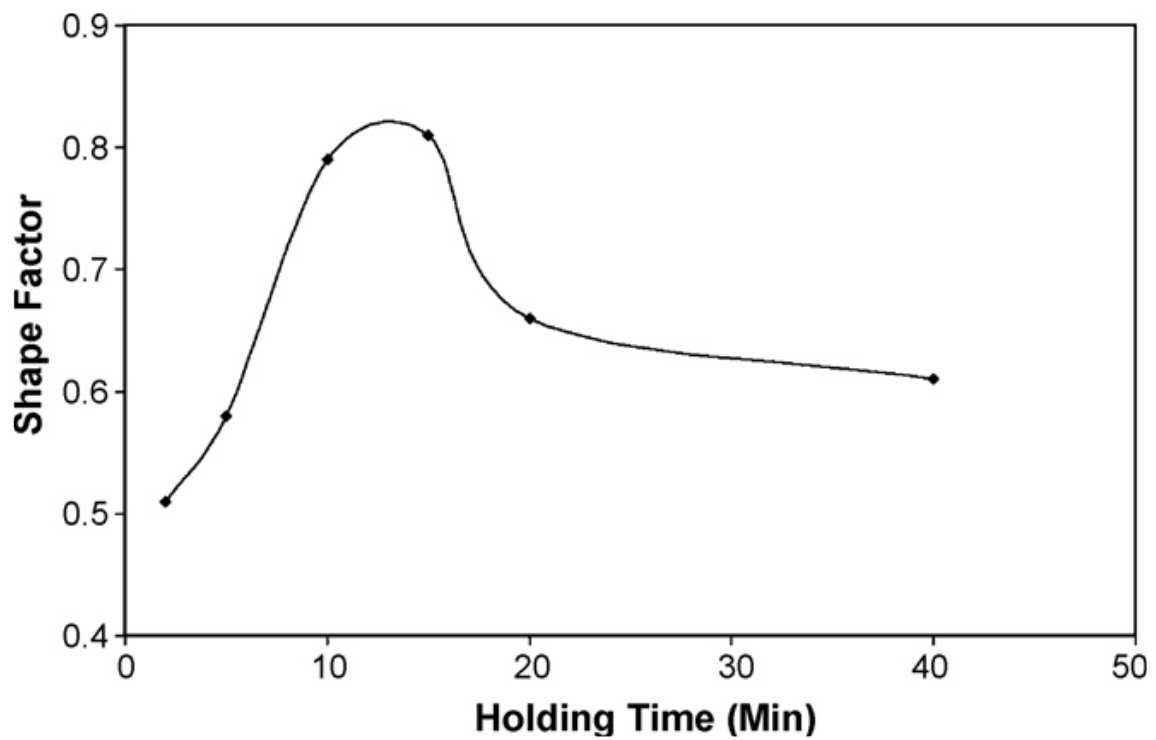
بنابراین ، می تواند نتیجه گیری شود که کل فرایند تحول ریزساختار آلیاژ پیش تغییر فرم یافته طی عملیات حرارتی به حالت شبه جامد حاوی ۴ مرحله است . اول درختچه ها به روش مشابه به دلیل تغییر فرم جهت می یابند . دوم ، مذاب یوتکتیک و دانه های درختچه ای اولیه به صورت دانه های بینی مرتبط و غیر درختچه ای درشت می شوند و کریستالیزاسیون مجدد در دانه های غیر درختچه ای رخ می دهد . سوم ، مذاب یوتکتیک در میان فاز اولیه α -Al و مرزدانه های باز کریستاله شده ذوب می شود و دانه های باز کریستاله شده ترکیب شده رشد می کنند . سرانجام دانه ها از همدیگر جدا می شوند و در محدوده دمایی شبه جامد کروی می شوند . تحول ریزساختاری آلیاژ تغییر فرم نیافته تنها شامل سه مرحله است : ذوب یوتکتیک ها ، ترکیب درختچه ها و کروی شدن درختچه های ترکیب شده .

طی فرایند عملیات حرارتی نمونه ها با مقدار کافی پیش تغییر فرم ، قابلیت انحلال عناصر در α -Al افزایش می یابد و Al و Si از فاز یوتکتیک به درون α -Al نفوذ می کنند که فاز یوتکتیک را تجزیه می سازد ، بازوهای ثانویه ترکیب می شوند و α -Al رشد می کند . به دلیل اینکه نفوذ اتم ها در میان مرزهای دانه سریعتر از درون دانه است ، غلظت های حل شده در α -Al اولیه و مرزهای دانه باز کریستاله شده بالاتر است . مقدار مایع افزایش می یابد و دانه ها با افزایش دما از هم جدا می شوند . به علاوه ، به دلیل اثر تقعر فصل مشترک ، کروی شدن دانه ها برای کاهش انرژی آزاد رخ می دهد . به علاوه، تحت تاثیر تقعر فصل مشترک ، لبه های محدب ذوب می شوند و دانه ها مرتباً با افزایش دمای عملیات حرارتی یا با طولانی کردن زمان نگهداری کروی می شوند . سرانجام ، ریزساختار گویچه ای با تشکیل شبه جامد رامساعدت می کند [10,1] .

با افزایش زمان نگهداری که نفوذپذیری اتم ها در نواحی یوتکتیک را بالا می برد ، تمامی پدیده های ذکر شده در بالا می توانند مشخص تر مشاهده شوند و بنابراین انحرافات فاکتور شکلی با زمان نگهداری و مکانیزم های گویچه ای شدن بحث شده مشابه آنچه برای دمای نگهداری گفته شد است .



شکل ۷-۱۲. ریزساختار نمونه های ۳۰٪ پیش تغییر فرم یافته پس از نگهداری در دمای ۵۸۰°C برای (a) 2min ، (b) 5min ، (c) 10 min ، (d) 15min، (e) 20 min و (f) 40min [۱].



شکل ۷-۱۳. انحرافات فاکتور شکلی با زمان نگهداری در دمای 580°C پس از ۳۰٪ پیش تغییر فرم [۱].

مراجع

- [1] Hamed arami, Razieh Khalife zade, "Effect of predeformation and heat treatment conditions in the SIMA process on microstructural and mechanical properties of A319 aluminum alloy " , Journal of Alloys and Compounds 468 ,(2009) 130–135.
- [۲] . ا. موسوی، ر. فلاحی، پایان نامه کارشناسی، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، دی ۸۶.
- [۳] 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.
- [4] ASM Handbook, "Semisolid Metal casting and Forming", vol 15, 9th Ed, pp 327-338.
- [5] Haitao Jiang , Xiali Li, "Fabrication and microstructure evolution of semi-solid LY11 alloy by SIMA", JMEPEG, pp 249-253, (2003).
- [۶] ر. نوری، م. عزیزی، بررسی ریزساختار حالت نیمه جامد یک آلیاژ هایپرپروتکتیک Al-Si، پایان نامه کارشناسی، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تابستان ۸۶.

- [7] Jae Chan Choi, Hyung Jin Park, "Microstructural characteristics of aluminum 2024 by cold working in the SIMA process", Journal of Materials Processing Technology, vol 82 , pp 107-116, (1998).
- [8] H.Nakae, formation of non-dendritic microstructure of semi-solid aluminum alloy under vibration , science direct. , Nov. 2007.
- [9] W. Khalifa, "Nucleation of Fe –intermetallic phases in the Al-Si-Fe alloys", Metallurgical and Materials Transaction A, Vol.36, Num.4, pp1017, (2005).
- [10] 10-Yongzhong Zhanga,*, Kui Zhanga, Guojun Liua, Jun Xua, Likai Shi "The formation of rosette a phase, structural evolution during the reheating and semi-solid casting of AlSi7Mg alloy" Journal of Materials Processing Technology 137 (2003) 195–200

