

فصل اول

مقدمه

۱- مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه فلزی ($MMCs^1$) در سال‌های اخیر به طور گسترده مورد بررسی قرار گرفته‌اند. این کامپوزیت‌ها کاربردهای زیادی در صنایع مختلف از جمله هوا فضا، اتومبیل، ورزشی و نظامی دارد و این به علت محدوده گسترده ویژگی‌های مکانیکی این کامپوزیت‌هاست که از یک پایه فلزی به همراه تقویت کننده‌ای که معمولاً از نوع سرامیکی هست، ساخته می‌شود. ویژگی‌های فیزیکی و مکانیکی جالبی که از $MMCs$ می‌توان گرفت شامل مدول ویژه یانگ بالا، استحکام تسلیم و استحکام کششی بالاتر، استحکام خستگی بهتر، مقاومت به سایش و خوردگی عالی، ضریب انبساط حرارتی پایین‌تر و بهبود ویژگی‌های حرارتی است [۱].

معمولاً ذرات سرامیکی در مقیاس میکرو برای بهبود استحکام شکست و نهایی فلز استفاده می‌شود، اگرچه که انعطاف پذیری فلز با غلظت بالای ذرات سرامیکی کاهش می‌یابد. امروزه علاقه به استفاده از ذرات نانو سرامیکی که نانو کامپوزیت‌های زمینه فلزی ($MMNC^2$) را ایجاد می‌کنند به علت افزایش استحکام به همراه انعطاف-پذیری مناسب مورد توجه قرار گرفته است. با استفاده از نانو تقویت کننده‌های فلزی، مقاومت به خزش در دمای بالا و عمر خستگی بهتر می‌شود [۱].

در حال حاضر چندین روش ساخت $MMCs$ وجود دارند که از جمله‌ی آن‌ها می‌توان به روش‌های ریخته‌گری، متالورژی پودر، سل ژل، رسوب لیزری، رسوب اسپری، اکستروژن اشاره کرد. در روش آلیاژسازی مکانیکی معمولاً از مخلوط کردن مکانیکی (آسیاب پراثری) پودرهای فلزی به همراه پودرهای سرامیکی استفاده می‌کنند. مخلوط کردن ذرات تقویت کننده سرامیکی نانو پر هزینه، انرژی بر و طولانی است و با دیگر روش‌ها معمولاً لایه یا صفحه‌ای نازک از رسوب کامپوزیتی ایجاد می‌شود. روش ریخته‌گری به عنوان فرایند فازی مذاب، قابلیت تولید محصولات با شکل‌های پیچیده را دارا است، اگرچه که نانو ذرات سرامیکی مشکلاتی را برای این روش تولید ایجاد می‌کنند که توزیع یکنواخت نانو ذرات در فلز مذاب به علت ویسکوزیته بالای مذاب، تردپذیری ضعیف ذرات با زمینه فلزی و نسبت بالای سطح به حجم مشکل است. این مشکل باعث ایجاد آگلومراسیون و خوشه‌ای شدن می‌شود [۲]. بنابراین تشخیص و کنترل پارامترهای فرایند ریخته‌گری مرتبط با توزیع ذرات تقویت کننده، به منظور رسیدن به کیفیت خوب کامپوزیت دارای اهمیت است [۳]. در مقایسه با آلیاژسازی مکانیکی، فرایند ذوب با هم‌زدن ذرات سرامیکی به داخل مذاب دارای مزیت‌هایی همچون، استحکام بهتر پیوند بین زمینه با ذرات، کنترل آسان‌تر ساختار زمینه، سادگی، هزینه کم فرایند و شکل‌هایی نزدیک به

¹ Metal matrix composites

² Metal matrix nano composite

شکل نهایی است، اگرچه که برای این روش، توزیع و پراکندگی ذراتی در مقیاس نانو به علت نسبت سطح به حجم بالا و تریپذیری کم ذرات در مذاب به حد زیادی مشکل است که به سادگی باعث خوشه‌ای شدن ذرات می‌شود [۲].

انعطاف‌پذیری کم، هزینه‌های بالای نمونه‌های تهیه شده و حضور لایه فعال (به علت واکنش‌های شیمیایی) در فصل مشترک ذره-زمینه، از پذیرش گسترده MMCs برای کاربردهای مهندسی ممانعت می‌کند. آگلومراسیون ماهیت ترد ناخواسته‌ای را برای MMCs ایجاد می‌کند و هنگامی که اندازه ذرات خیلی کوچک است، در حد زیر میکرون و یا نانو، آگلومراسیون شدیدتر است. چنین ناهمگنی ساختاری می‌تواند شیب کرنشی موضعی را ایجاد کند و به طور قابل توجهی انعطاف‌پذیری را کاهش دهد [۴].

استفاده از کامپوزیت‌های زمینه فلزی آلومینیوم در صنایع اتومبیل، دفاعی و فضایی از موادی با چگالی کم و استحکام مکانیکی خوب، هزینه‌های سوخت را می‌تواند به طور قابل توجهی کاهش دهد. اگرچه آلیاژهای آلومینیوم دارای چگالی کم هستند، اما کمبود استحکام آن‌ها در مقایسه با موادی همچون فولادها و آلیاژهای پایه Ti وجود دارد. تلاش‌های قابل توجهی در سال‌های اخیر بر روی گسترش MMNC پایه آلومینیوم با ذرات پراکنده سرامیکی یا فازهای آمورف از طریق آلیاژ سازی مکانیکی یا فرایند انجماد سریع صورت گرفته تا بر این عیب غلبه کنند [۴].

وزن کم، مقاومت محیطی، استحکام ویژه بالا و سفتی، هدایت الکتریکی و حرارتی بالا و مقاومت به سایش خوب آلومینیوم، محققین را تشویق کرده تا با افزایش ویژگی‌های آلومینیوم از طریق روش تولید، به گسترش کاربرد آن کمک کنند. اخیراً MMNC به علت رفتار مکانیکی منحصر به فرد مورد توجه قرار گرفته‌اند. گزارش شده که استحکام کامپوزیت آلومینیوم تا ۲۰٪ با کاهش اندازه ذرات تقویت‌کننده از مقیاس میکرو به مقیاس نانو افزایش می‌یابد. توجه به انعطاف‌پذیری بهتر نانو کامپوزیت‌هایی با ساختارهای نانو در مقایسه با میکرو کامپوزیت‌هایی با ساختار نانو جالب است. این امر مخصوصاً در کاربردهای ساختمانی در جایی که استحکام و انعطاف‌پذیری ضروری است، مهم است [۴]. ماهیت آگلومراسیون شدید ذرات نانو به علت انرژی چسبندگی به علاوه کمبود تکنولوژی لازم برای پراکنده کردن مخلوط غیرترپذیر نانو ذرات، پیشرفت در ساخت MMNCS با کارایی بالا را از طریق فرایندهای مذاب با مشکل مواجه کرده است [۵]. در مسیر انجماد در اغلب روش‌های تولید برای ایجاد ماده متراکم، رسیدن به توزیع یکنواخت مشکل است که به علت تفاوت چگالی بین مذاب و ذرات جامد اتفاق می‌افتد. علاوه بر این ذرات به علت انرژی سطحی بالا تمایل به آگلومره شدن دارند [۶].

ظهور روش‌هایی جدید همانند ریخته‌گری گردابی^۱، ریخته‌گری آلتراسونیک^۲ و روش‌های بعد از انجماد^۳ (روش-های شکل دهی ثانویه) همانند نورد و یا اکستروژن نمونه‌های ریخته‌گری کامپوزیتی و روش فصل مشترک نفوذی همانند نورد تجمعی، امکان توزیع یکنواخت تر ذرات نانو که منجر به استحکام بالاتر قطعات می‌شود، حاصل شده است.

باتوجه به مطالب ذکر شده در مورد مزایا و معایب کامپوزیت‌های زمینه فلزی و مخصوصاً کامپوزیت‌هایی با ذرات ریز در مقیاس میکرون و نانو، روش ساخت در کاهش آگلومراسیون و افزایش خواص مکانیکی از اهمیت بالایی برخوردار است. به این علت در این پژوهش از روش ریخته‌گری گردابی به همراه فرایند ثانویه نورد و روش نورد تجمعی (ARB) استفاده شد تا اثر فرایند نورد پس از فرایند اولیه ساخت و در حین ساخت بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت $Al-Al_2O_3$ با دو اندازه ذره تقویت کننده متفاوت ($2\mu m$ و $80nm$) مورد بررسی قرار گیرد.

¹ Stir casting

² Ultrasonic casting

³ Post-Solidification processing

فصل دوم

مروری بر منابع

۲- مروری بر منابع

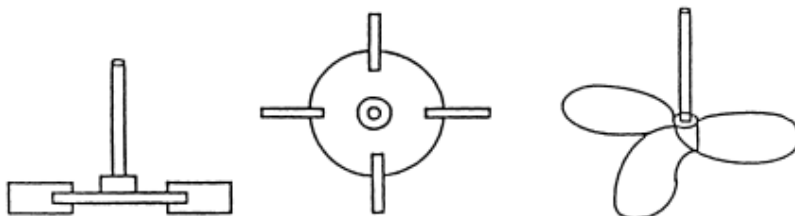
۲-۱- روش ریخته‌گری

۲-۱-۱- ریخته‌گری گردابی

روش‌های گردابی یکی از بهترین روش‌های شناخته شده برای توزیع خوب ذرات تقویت‌کننده در آلیاژهای زمینه است. در این روش بعد از ذوب شدن آلیاژ زمینه، مذاب به شدت هم‌زده می‌شود تا گردابی در مذاب ایجاد شود و پس از آن ذرات تقویت‌کننده به داخل اضافه می‌شوند و هم‌زدن تا چند دقیقه قبل از ریخته شدن در قالب ادامه پیدا می‌کند. Harnby و همکارانش طرح‌های مختلف هم‌زن‌های مکانیکی را مطالعه کرده‌اند که از میان آن‌ها هم‌زن توربینی رایج‌ترین نوع است. مطابق شکل ۱ در ریخته‌گری گردابی از انواع مختلف هم‌زن‌ها می‌توان استفاده کرد. چرخش ماده مذاب در طی هم‌زدن به دو طریق در ساخت کامپوزیت‌ها کمک می‌کند [۷ و ۸]:

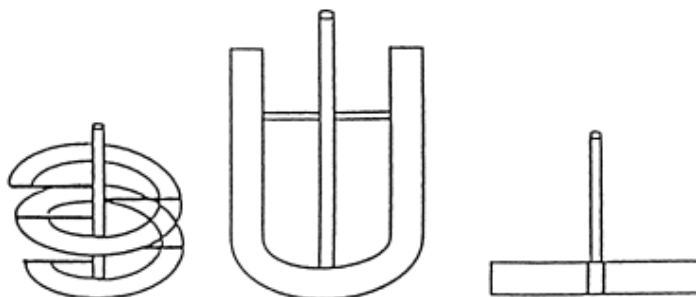
۱. انتقال ذرات به داخل مذاب

۲. نگهداری ذرات در حالت معلق



توربین دیسکی چهار تیغه‌ای

پروانه کشتی سه تیغه‌ای



نواره مارپیچی

بیش‌برنده لنگر

پارو ساده

شکل ۲-۱. طرح‌های هم‌زن‌های مکانیکی [۷].

دو روش تهیه کامپوزیت از طریق هم زدن وجود دارد که تفاوت این دو روش در دمای اولیه ورود ذرات تقویت کننده به آلیاژ است. در فرایند متالورژی مذاب^۱ ذرات در دمای بالاتر از نقطه ذوب آلیاژ به مذاب افزوده می-شود، در حالی که در روش نیمه جامد^۲ ذرات در دمایی پایین تر از نقطه ذوب آلیاژ و در حالت نیمه جامد به مذاب افزوده می شود. در هر دو روش هم زدن صورت می گیرد و کامپوزیت دارای تخلخل است [۹].

به منظور غلبه بر برگشت ذرات از مذاب که در فرایند ریخته گری گردابی متداول است، فرایندهای نیمه جامد ریخته گری^۳ که اغلب اشاره به روش های compocasting دارد، در سال های اخیر پیشنهاد شده است. در فرایند compocasting، پس از اضافه کردن ذرات تقویت کننده به زمینه آلیاژ، دوغاب حاصله تا دمایی بین حالت نیمه جامد آلیاژ زمینه، به طور پیوسته سرد و هم زده می شود. محققین نشان داده اند که حضور و توزیع ذرات در مذاب به وسیله این روش افزایش می یابد که به علت گیرانداختن مکانیکی ذرات به وسیله ذرات جامد غیردندرتی اولیه شکل گرفته در محدوده دمایی نیمه جامد و ویسکوزیته بالای دوغاب نیمه جامد است. همچنین میزان تخلخل ها در نمونه های compocasting کمتر مشاهده شده که به ترپذیری بهتر بین زمینه و تقویت کننده، کاهش انقباض-های حجمی و کاهش گازهای حل شده در آلیاژ زمینه نسبت داده می شود. اما با وجود مزیت های ذکر شده، هنوز تمایل به آگلومراسیون بین ذرات ریز تقویت کننده دیده می شود. این به علت نسبت بالای سطح به حجم ذرات ریز و جاذبه ای و اندروالسی بین آنهاست که منجر به توزیع غیرهمگن و در نتیجه کاهش خواص مکانیکی و الکتریکی کامپوزیت های حاصله می شود [۱۰].

۲-۱-۲- روش های ورود ذرات به داخل مذاب

روش های ورود ذرات به داخل زمینه فلزی یکی از مهمترین قسمت های فرایند ریخته گری است که به توزیع مواد تقویت کننده در مذاب کمک می کند. شمار زیادی از روش ها برای حضور و مخلوط کردن ذرات وجود دارد که شامل [۷]:

۱. تزریق ذرات از طریق حامل گاز خنثی به داخل مذاب
۲. اضافه کردن ذرات به داخل جریان مذاب بعد از پر شدن قالب
۳. حول دادن ذرات به داخل مذاب با استفاده از میله های رفت و برگشتی (دارای حرکت تناوبی)
۴. ریخته گری افشانی قطرات خیلی ریز ذرات مذاب و قرار گیری آن بر روی یک زیر لایه

¹ liquid metallurgy

² compo-casting

³ Semisolid cating

۵. توزیع ذرات از طریق حرکت و یا از طریق نیروی گریز از مرکز
۶. وارد کردن ذرات به داخل مذاب به صورت فشرده شده و به شکل قرص به همراه توزیع دوباره و رقیق سازی توسط چرخش و یا هم‌زدن مکانیکی مذاب
۷. تزریق ذرات به داخل مذاب در مذابی تحت تاثیر فراصوت‌های شدید
۸. فرایند جاذبه ضفر با استفاده از همزن خلاء خیلی بالا و تحت دماهای زیاد برای دوره زمانی مدت دار
- گسترش گرداب در طی هم‌زدن برای انتقال ذرات به داخل زمینه فلزی به علت اختلاف فشار ایجاد شده بین سطح داخلی و خارجی مفید است، اگرچه که حباب‌های هوا و همه دیگر ناخالصی‌ها روی سطح مذاب، به داخل مذاب کشیده می‌شود که باعث ایجاد حفرات زیاد و ناخالصی‌ها در محصولات ریخته‌گری می‌شود. هم‌زدن شدید مذاب حباب‌های گازی را حبس می‌کند که تا حد زیادی این نکته را تایید می‌کند که با افزایش ویسکوزیته دوغاب این مشکل شدیدتر می‌شود [۷].
- تزریق گاز در حین ورود ذرات مقادیر زیادی گاز را به داخل مذاب وارد می‌کند و تعداد زیادی از روش‌ها همچون آلتراسونیک خیلی گران هستند و بنابراین رسیدن به مقیاسی در حد سطح تولید بسیار پر هزینه است. فرایند جاذبه ضفر یک روش خیلی پیچیده است و نیز در فرایند گریز از مرکز، توزیع ذرات از قسمت داخلی به خارجی به علت نیروی گریز از مرکز متفاوت، تغییر می‌کند. حضور ذرات تقویت‌کننده از هوا به مذاب هم‌زده شده زمینه، گاهی اوقات ذراتی مانند اکسیدهای فلزی و سرباره که روی سطح مذاب شکل می‌گیرند را با دیگر ناخالصی‌ها محبوس می‌کند. هنگامی که ذوب‌ریزی انجام می‌شود پوشش‌های هوا بین ذرات شکل می‌گیرند و فصل مشترک بین ذرات و مذاب تغییر می‌کند و ترپذیری بین آن‌ها را کاهش می‌دهد [۷].
- توزیع ذرات در کامپوزیت‌های زمینه فلزی حتی زمانی که حالت همگن سوسپانسیون در مذاب حفظ می‌شود، ممکن است دچار ناهمگنی شود. در طی انجماد یک زمینه مذاب آلیاژی دربردارنده ذرات ثانویه پراکنده شده، ذرات در مذاب می‌توانند به سمت یا در خلاف جبهه انجماد مهاجرت کنند و یک ذره در نزدیک جبهه انجماد یا پس‌زده می‌شود و یا احاطه می‌شود. این دو پدیده منجر به توزیع دوباره ذرات در طی انجماد می‌شود. این امر به این علت است که اندازه سلول انجماد و در نتیجه آن سرعت انجماد، بر توزیع ذرات تقویت‌کننده در شمش نهایی اثر می‌گذارد [۷۲].

۲-۱-۳- حفرات در کامپوزیت‌های زمینه فلزی

از شکل‌گیری حفرات در طی فرایند ریخته‌گری نمی‌توان کاملاً اجتناب کرد، اما می‌توان آن‌ها را کنترل کرد. در حالت کلی، حفرات به سه دلیل به وجود می‌آیند [۷]:

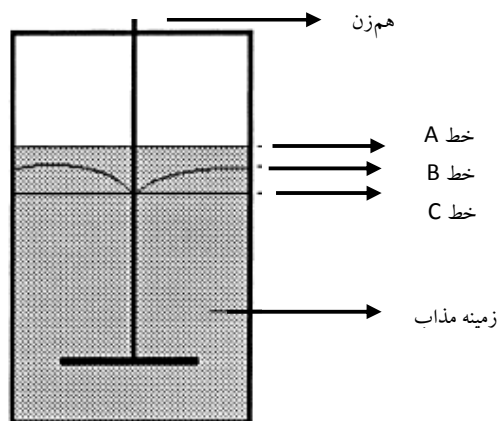
۱. حبس گاز در هنگام اختلاط

۲. تغییرات هیدروژن

۳. انقباض در طی انجماد

بر طبق Ray و Ghosh، پارامترهای فرایند همچون زمان نگهداری هم‌زن، سرعت هم‌زدن، اندازه و موقعیت هم‌زدن، گسترش حفرات را تحت تاثیر قرار خواهد داد. نتایج آزمایشگاهی نشان دادند که با افزایش زمان نگهداری هم‌زن، کاهش در سطح حفرات صورت می‌گیرد. بنابراین پیشنهاد شده که چرخش هم‌زن باید طوری باشد که همواره ۳۵٪ مذاب در قسمت پایین و ۶۵٪ در قسمت بالا باشد. محققین دریافته‌اند که حضور گرداب‌گیری را کاهش می‌دهد [۷].

در زیر نتیجه یک آزمایش به طور شماتیک نشان داده شده که تعیین‌کننده میزان حضور گاز در مذاب است. در این شکل (۲-۲) خط A نشان‌دهنده سطح مذاب قبل از هم‌زدن، خط B نشان‌دهنده هم‌زدن زیاد با ایجاد گرداب و خط C سطح مذاب هنگامی که هم‌زدن متوقف شده است را نشان می‌دهد. این اختلاف ناشی از گازی است که به داخل مذاب کشیده شده و در طی فرایند مخلوط شدن حبس شده است [۷].



شکل ۲-۲. اثر تشکیل گرداب بر روی سطح مذاب زمینه [۷].

ورود ذرات تقویت کننده به وسیله تزریق از طریق گاز خنثی و روش های گاز زدایی سطح، میزان گاز را در مذاب افزایش می دهد. فاصله ریخته گری مذاب از بوته باید کم باشد تا از تشکیل حفرات ممانعت به عمل آید. انقباض های انجمادی در نتیجه دمای نامناسب قالب و سیستم های راهگامی نامناسب حاصل می شود. مشاهده شده است که افزایش دمای قالب صحت ریخته گری را با کاهش سطح حفرات، افزایش می دهد [۳].

تشکیل تخلخل در کامپوزیت های زمینه فلزی ریخته گری می تواند متاثر از چندین پارامتر باشد. این پارامترها شامل حبس گاز در طی مخلوط کردن، ورود حباب های هوا به داخل مذاب حتی به طور مستقل یا به عنوان پوشش هوا^۱ به دور ذرات تقویت کننده، بخار آب بر روی سطح ذرات، تغییرات هیدروژن و انقباض های انجمادی است. تخلخل های کاهش یافته در طی نورد MMCs ناشی از سیلان آلیاژ زمینه تحت فشارها و نیروهای برشی اعمال شده است که باعث نزدیک شدن حفرات به همدیگر و پر شدن حفرات می شود و بنابراین ویژگی های مکانیکی بهبود می یابد [۱۰].

۲-۱-۴- نقش آهن و سیلیسیم در تشکیل ترکیبات بین فلزی Al-Fe-Si

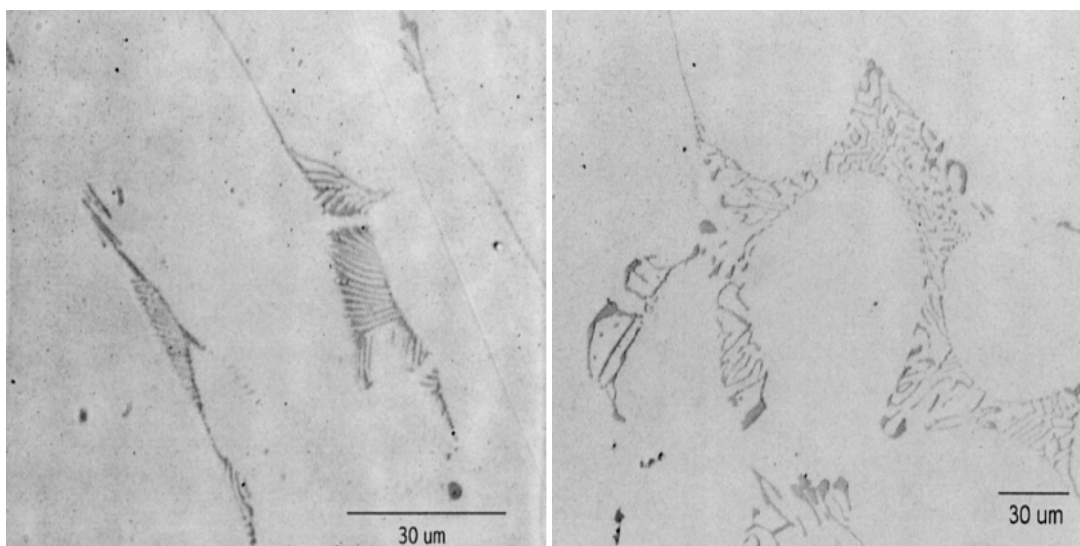
آلومینیم های غیرتجاری دارای مقدار قابل توجهی آهن و سیلیسوم به عنوان ناخالصی یا اضافات آلیاژی هستند. آلومینیم تجاری که مقدار آهن و سیلیسیم آن به ۱٪ درصد وزنی افزایش یافته است، می تواند به عنوان آلیاژ سه تایی مورد بررسی قرار بگیرد. به خاطر اینکه حلالیت آهن در آلومینیم در حالت تعادلی کمتر از ۰/۰۵ است [۱۱]، تقریباً تمام آهن در آلیاژهای آلومینیم باعث تشکیل فاز ثانویه می شود. آهن و سیلیسیم دارای ضریب جدایش کمتر از ۱ هستند، بنابراین در مذاب بین بازوهای آلومینیم دندریتی در حین زمان انجماد، رسوب می کنند.

با بررسی فرضیه قانون اهرم غیرتعادلی (یا معادله Scheil)، فازهای اولیه Al-Fe و Al-Fe-Si و حتی غنی از سیلیسیم می توانند در حین ریخته گری آلیاژهای غنی از آلومینیم شکل بگیرند. ترکیب شیمیایی و نرخ سرمایش از عوامل کنترل کننده در شکل گیری این نوع فازها و اندازه ی آنها هستند [۱۱ و ۱۲].

شکل ۲-۳ مربوط به آلیاژی با مجموع ۰/۷۲ درصد آهن و سیلیسیم است. طبق شکل هر چه سرعت سرمایش کمتر باشد، کسر حجمی فاز بین فلزی آهن بیشتر است و هر چه میزان آهن و یا سیلیسوم بیشتر می شود، میزان فاز بین فلزی آهن و سیلیسوم نیز بیشتر می شود. چگالی فاز بین فلزی نیز با افزایش سرعت سرد شدن، بیشتر است. در

¹ Airenvelope

مقایسه، فاز بین فلزی با اندازه بزرگتر در سرعت‌های سرمایش کمتر قابل مشاهده است. میزان آهن در تولید فازهای بین فلزی نسبت به Si تنها یا Si+Fe موثرتر است [۱۱].



(ب)

(الف)

شکل ۲-۳. ریزساختار آلیاژ ریخته‌گری بدست آمده (الف) در قالب گرافیتی با سرعت سرمایش 0.61°C/s (ب) و قالب فلزی با سرعت سرمایش $13/8^{\circ}\text{C/s}$ [۱۱].

سرمایش سریع، فازهای غنی از سیلیسیم را پایدار می‌کند چون انحلال سیلیسیم در آلومینیم مذاب کاهش می‌یابد و باعث حبس آهن در جامد می‌شود. نوع ترکیب بین فلزی بستگی به سرعت سرمایش و میزان عنصر Si و Fe حضور داشته در مذاب دارد [۱۱]. در آلیاژهای آلومینیم کار شده که آلیاژها به شکل اکستروژن، نورد شده و یا آهن‌گری استفاده می‌شوند، آهن می‌تواند یک اضافه آلیاژی عمده باشد که منجر به بهبود فرایندهای آلیاژی و یا استحکام محصول نهایی کار شده شود، بنابراین باید به این نکته توجه کرد که همیشه آهن اثر منفی ندارد. [۱۲].

حضور آهن در آلیاژهای آلومینیم در حالت کلی می‌تواند ناشی از دو عامل زیر باشد [۱۲]:

۱. آلومینیم مذاب قادر به حل کردن آهن از ابزارهای فولادی و تجهیزات کوره است و با افزایش زمان قرارگیری، سطح آهن می‌تواند تا حد معمول به ۲٪ در دماهای 700°C برسد (یوتکتیک Al-Fe در ۱/۱ vwt و در دمای 665°C قرار گرفته است). برای یک مذاب که در دمای 800°C نگه داشته شده، سطح Fe می‌تواند تا ۵٪ برسد.

۲. آهن همچنین می‌تواند از طریق مذاب آلومینیم با افزایش عناصر آلیاژی کم خلوص یا از طریق اضافه کردن قراضه‌ای که شامل مقادیر زیادی آهن به عنوان فاز اولیه است، در مذاب موجود باشد.

این‌ها دلایلی هستند که باعث می‌شوند مقادیر آهن در آلیاژهای آلومینیم با هر بار ذوب دوباره افزایش یابد. اثر مخرب آهن بر انعطاف‌پذیری ناشی از دو دلیل اصلی است. اولاً اندازه و تعداد فازهای بین فلزی شامل آهن با افزایش مقدار آهن افزایش می‌یابد و بنابراین این‌ها در مکانیزم شکست مستقیماً حضور دارند و هر چه مقدار فاز بین فلزی بیشتر باشد، انعطاف‌پذیری کمتر می‌شود. ثانیاً هنگامی که میزان Fe افزایش می‌یابد، میزان تخلخل افزایش می‌یابد و موجب اثرگذاری بر انعطاف‌پذیری می‌شود. میزان آهن بحرانی در مذاب بستگی به میزان Si دارد، هر چه میزان Si بیشتر باشد، میزان آهن بحرانی نیز کمتر می‌شود. مورفولوژی‌های فاز بین فلزی آهن به شکل‌های مختلف سوزنی شکل و یا به صورت صفحات بزرگ است که به طور چشمگیری انعطاف‌پذیری را کاهش می‌دهد [۱۲].

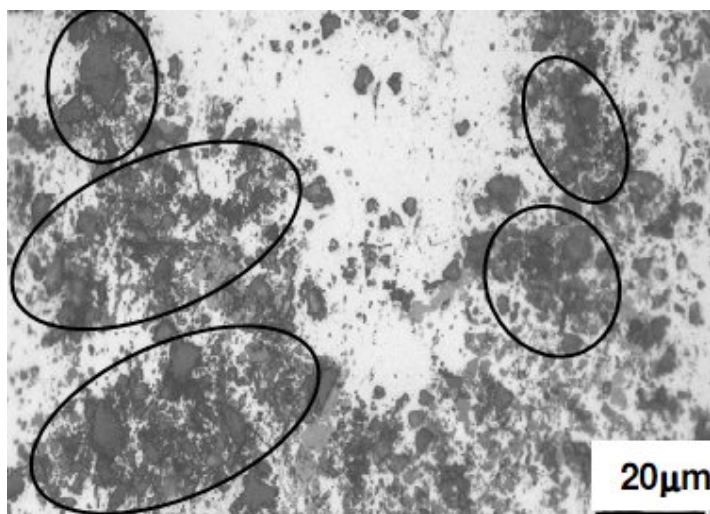
۲-۱-۵- اثر هم زدن اغتشاشی^۱

گرداب ایجاد شده در مذاب، ذرات ایجاد شده را از سطح به داخل مذاب می‌کشاند. میزان بالای نیروی برشی برای مخلوط کردن ذرات، به علت ترپذیری کم‌شان ضروری است. هم زدن در سرعت چرخش بالا، برشی موضعی و بالا را بر روی خوشه‌های ذرات اعمال می‌کند که مخصوصاً در شکستن توده پودرهای چسبیده به هم ذرات، مفید است. به منظور ایجاد چرخش مناسب مذاب و توزیع همگن تقویت‌کننده در سراسر زمینه، هم زدن نقش بحرانی را ایفا می‌کند. جریان تلاطمی در جهت عمود برای حاصل شدن توزیع نسبتاً یکنواخت ذرات ضروری است. شرایط هم زدن، دمای ذوب و نوع، مقدار و ماهیت ذرات از دیگر فاکتورهای اساسی است که توسط محققین بیشتر در حال بررسی است [۵].

برای حصول به حرکت مناسبی از توده مذاب، هم زدن چرخشی باید قسمت قابل توجهی از بوت‌ها را اشغال کند. نزدیک به سطوح دوار، شیب سرعتی بالایی وجود دارد. مناطق لایه‌ای با سرعت برشی بالا وجود دارند که می‌توانند باعث شکل‌دهی و کشیده شدن مواد موجود در مذاب شود. خوشه‌های جامد (با سیلان و ویسکوزیته‌ی بالا) تنش‌های برشی بالایی را تجربه می‌کنند که منجر به شکست خوشه‌ها و همگنی می‌شود [۵].

شکل ۶ ریزساختار مخلوط مذاب اغتشاشی را نشان می‌دهد. بر طبق شکل می‌توان مشاهده کرد که ذرات میکرونی با اندازه ۲-۴ μm (تیره رنگ) در آلیاژ Al (سفید رنگ) پراکنده شده‌اند. افزون بر این، خوشه‌هایی که بر پایه SiC شکل گرفته‌اند از مشخصات رایج در این ریزساختار هستند و خوشه‌هایی مشابه به هم در کل نمونه دیده می‌شوند [۵].

¹ Distribution mixing



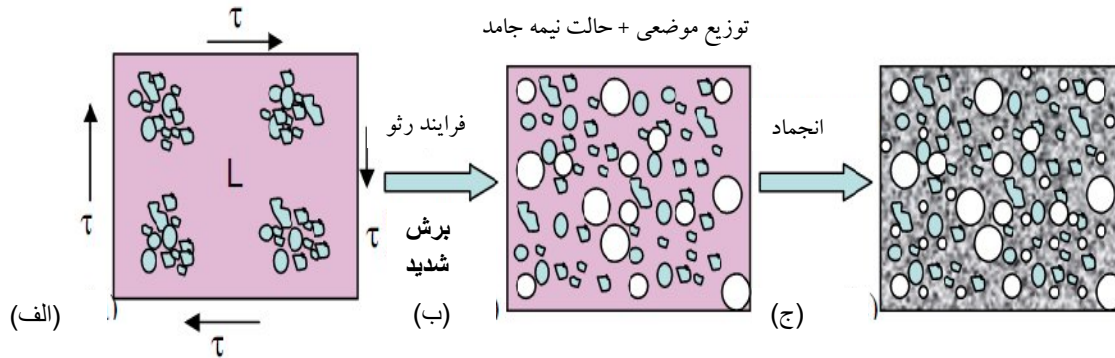
شکل ۲-۴. ریزساختار کامپوزیت Al/SiC منجمد شده از مخلوط مذاب اغتشاشی^۱ [۵].

میزان اختلاط از طریق انتقال مقدار جنبش آنی از موقعیت هم زن به خوشه‌های در دور واقع شده، کنترل می‌شود. در هم زدن‌های مرسوم می‌شود، اگرچه که نیروی برشی بالا به مذابی که در حال هم زدن است قابل اعمال است، اما هنگامی که از کل حجم مذاب میانگین‌گیری می‌شود حضور شیب‌های سرعت در محیط مذاب منجر به نیروی برشی کم می‌شود. بنابراین میزان اختلاط برای کل حجم خوشه‌های مذابی که در منطقه‌ای دور از هم زن واقع‌اند، محدود می‌شود [۵].

۲-۱-۶- نقش نیروی برشی شدید در اختلاط ذرات تقویت کننده

برای شکست ذرات آگل‌مره شده در مذاب، با نیروی برشی اعمالی روی خوشه‌های ذرات بر تیروی چسبندگی متوسط یا استحکام کششی خوشه‌ها غلبه می‌شود. تنش‌های برشی بالا بر خوشه‌ها منجر به پراکندگی به شکل سایش^۲ تدریجی می‌شود. اگرچه که تحت نیروی برش بالا و شرایط اغتشاشی، مذاب به درون خوشه‌ها نفوذ می‌کند و با ذرات داخل مذاب جابجا می‌شود اما رفتار ترکندگی بین ذرات سرامیکی و فلز مذاب در حالت کلی خیلی ضعیف است. فاصله‌ی جابجایی ذره از مرکز خوشه می‌تواند به وسیله کنترل تنش برشی اعمالی بر روی خوشه‌ها تنظیم شود. شکل ۲-۵ شمایی از اثر نیروی برشی بر خوشه‌های ذرات رانشان می‌دهد [۵].

² Erosion

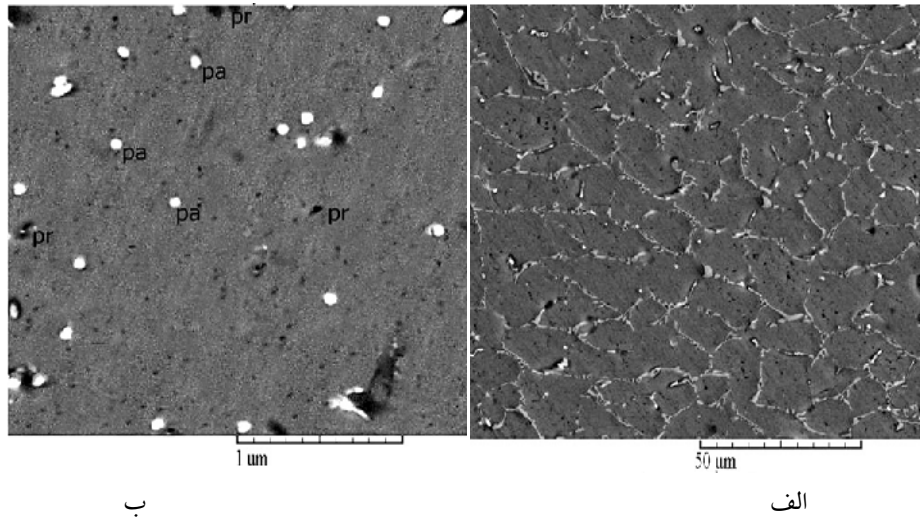


شکل ۲-۵. شمایی از ریز ساختارهای ایجاد شده از طریق (الف) هم زدن متداول فلز مذاب با ذرات تقویت کننده که منجر به شکل خوشه‌ای می‌شود (ب) فرایند رتو (برش شدید به همراه اغتشاش زیاد) منجر به ذرات توزیع شده همگن در سطح میکروسکوپی و فازهای فلزی اولیه به شکل کره‌های ریز می‌شود (ج) نمونه ریخته‌گری نهایی از مذاب برشی در قسمت (ب) [۵].

۲-۱-۷- تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی کامپوزیت در اثر روش ریخته‌گری گردابی

در آزمایشی که توسط Mazahery و همکارانش بر روی آلیاژ آلومینیوم A۳۵۶ تقویت شده با ذرات نانو آلومینا با اندازه ذرات ۵۰nm و تحت درصد وزنی‌های مختلف در شرایط ریخته‌گری چرخشی با سرعت هم‌زدن ۶۰۰rpm صورت گرفت نتایج زیر حاصل شد. شکل ۲-۶-الف مشخص کرد که اضافه کردن ذرات نانو Al_2O_3 اندازه دانه آلومینیم زمینه را کاهش داد و همچنین تعداد کمی از ذرات بهم چسبیده کمتر از $1\mu m$ در ریزساختار باقی‌مانده است و شکل ۲-۶-ب ذرات نانو Al_2O_3 را در بزرگ‌نمایی بالاتر، نشان می‌دهد که به طور یکنواخت در داخل کامپوزیت پراکنده شده‌اند [۳].

نتایج حاصل از این تحقیق در جدول ۲-۱ آورده شده است. نتایج حاصله تغییرات اندازه دانه، استحکام کششی و انعطاف‌پذیری را با افزایش کسر حجمی نانو ذرات را در فرایند ریخته‌گری گردابی نشان می‌دهد که همگی به جز استحکام کششی ماکسیمم با افزایش در کسر حجمی ذرات، کاهش می‌یابند. افزایش قابل توجه در مقادیر استحکام کششی در این آزمایش مربوط به اندازه ذرات کوچک و توزیع خوب ذرات نانوی آلومینا، انتقال بار کششی اعمالی به ذرات نانو و ریز شدن دانه‌بندی آلومینیم است [۳].



شکل ۲-۶. تصویر SEM از نانوکامپوزیت (a) بزرگ‌نمایی کم (b) بزرگ‌نمایی بالا (pa ذرات آگلمره شده و pr ذره تقویت کننده)

[۳].

جدول ۲-۱. ویژگی‌های مکانیکی و مورفولوژیکی دانه‌ها در آلیاژ آلومینیوم A۳۵۶ [۳]

| Materials | Casting at | UTS (MPa) | Ductility (%) | Grain size (μm) |
|---|------------|-----------|---------------|------------------------------|
| Al/0Al ₂ O ₃ | 800°C | 115 ± 3 | 2.9 | 48 |
| Al/1.5Al ₂ O ₃ without using Al particles | 800°C | 126 ± 4 | 1.4 | 45 |
| Al/0.75Al ₂ O ₃ using Al particles | 800°C | 167 ± 2 | 2 | 16 |
| Al/1.5Al ₂ O ₃ using Al particles | 800°C | 182 ± 2 | 2.2 | 12 |
| Al/2.5Al ₂ O ₃ using Al particles | 800°C | 171 ± 2 | 2 | 15 |
| Al/3.5Al ₂ O ₃ using Al particles | 800°C | 163 ± 2 | 1.9 | 14 |
| Al/5Al ₂ O ₃ using Al particles | 800°C | 160 ± 3 | 1.7 | 15 |

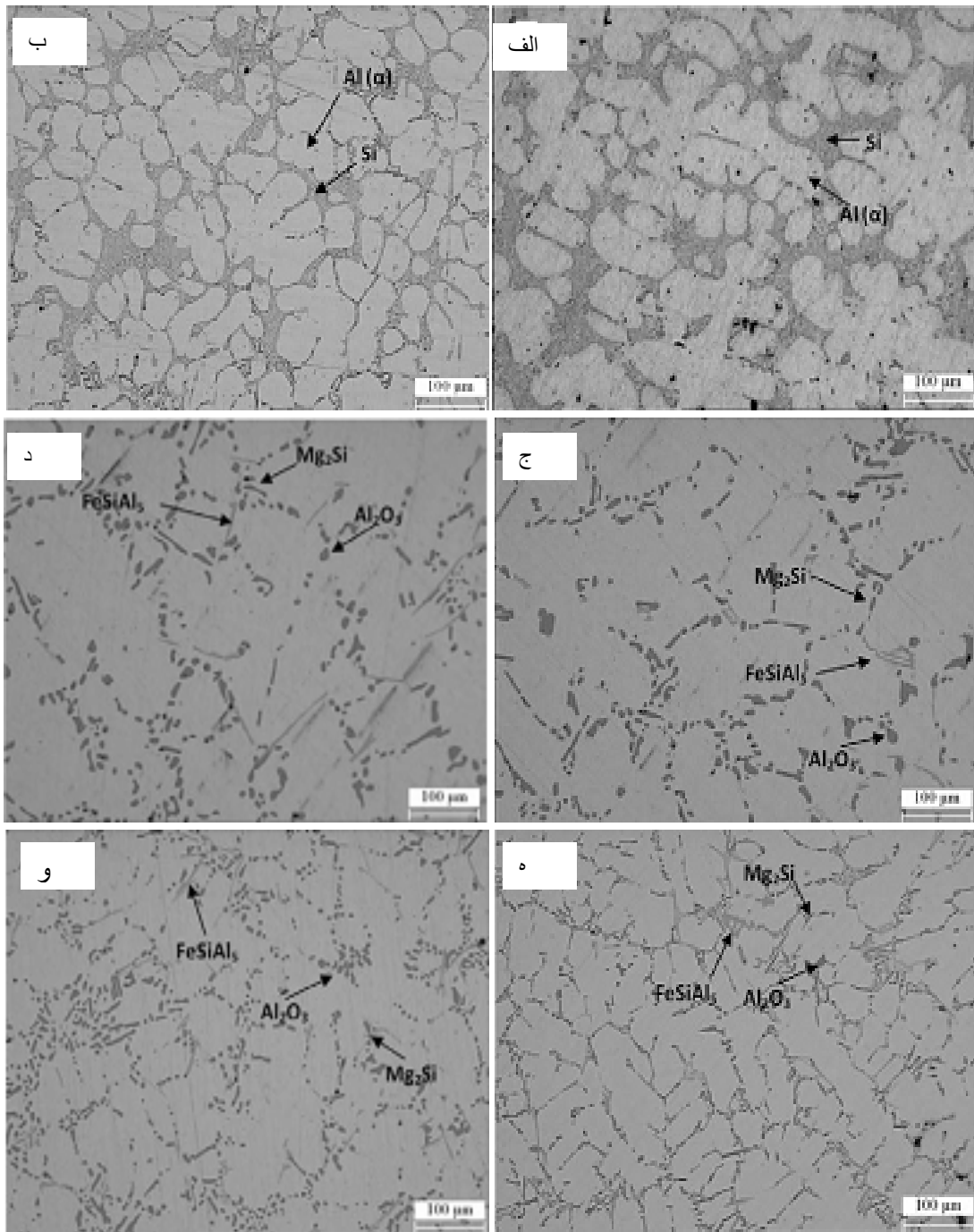
در تحقیقی دیگر که توسط S.A. Sajjadi و همکارانش صورت گرفت، از آلومینیم آلیاژی A۳۵۶ به عنوان فلز زمینه و ذرات Al_2O_3 با اندازه متوسط $20\ \mu m$ و $50\ nm$ به منظور ذرات تقویت کننده استفاد شد. مشخصات نمونه‌های تهیه شده در این پژوهش با شرایط مختلف در جدول ۲-۲ آورده شده است [۹].

جدول ۲-۲- مشخصات نمونه‌های تولیدی [۹]

| | |
|-------|---|
| P_1 | Al_2O_3 ۵٪-Al با اندازه دانه $20\ \mu m$ بدون انجام فرایند خاصی ^۱ |
| P_2 | Al_2O_3 ۵٪-Al با اندازه دانه $20\ \mu m$ با سرعت هم‌زن $200\ rpm$ با فرایند ریخته‌گری گردابی |
| P_3 | Al_2O_3 ۵٪-Al با اندازه دانه $20\ \mu m$ با سرعت هم‌زن $200\ rpm$ ، تزریق پودرها از طریق گاز خنثی آرگون با فرایند ریخته-گری گردابی |
| P_4 | Al_2O_3 ۵٪-Al با اندازه دانه $20\ \mu m$ و پودرهای عملیات حرارتی شده، با سرعت هم‌زن $200\ rpm$ ، تزریق پودرها از طریق گاز خنثی آرگون با فرایند ریخته‌گری گردابی |
| P_5 | Al_2O_3 ۵٪-Al با اندازه دانه $20\ \mu m$ و پودرهای عملیات حرارتی شده، با سرعت هم‌زن $300\ rpm$ ، تزریق پودرها از طریق گاز خنثی آرگون با فرایند ریخته‌گری گردابی |
| P_6 | Al_2O_3 ۵٪-Al با اندازه دانه $20\ \mu m$ و پودرهای عملیات حرارتی شده، با سرعت هم‌زن $450\ rpm$ ، تزریق پودرها از طریق گاز خنثی آرگون با فرایند ریخته‌گری گردابی |

شکل ۲-۷ نشان دهنده ریزساختار نمونه‌های آلیاژی دربردارنده ۵٪ وزنی از ذرات Al_2O_3 میکرونی ساخته شده به روش‌های مختلف است. به عنوان نتیجه، به علت هدایت حرارتی کمتر ذرات Al_2O_3 جوانه‌زنی فاز α -Al، در مذابی دور از ذرات شروع می‌شود که دما کمتر است. رشد جوانه α -Al منجر به غنی شدن مذاب باقیمانده از Si و دیگر عناصر محلول می‌شود. به خاطر غنی شدن Si در مناطقی نزدیک به ذرات Al_2O_3 ، سطوح ذرات Al_2O_3 می‌توانند به عنوان زیر لایه مناسب برای جوانه‌زنی فاز Si عمل کند. بنابراین ریزساختار کامپوزیت شامل دندریت اولیه α -Al و یوتکتیک است، درحالی که ذرات Al_2O_3 در مناطق بین O دندیتی و در یوتکتیک قرار گرفته‌اند. شکل ۲-۷-الف که ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری بدون جریان گردابی را نشان می‌دهد مشخص کرد که در مسیر فرایند تعدادی از ذرات به وسیله مذاب آلومینیم تر شده اند. بنابراین در مناطق بین دندیتی خاص، خوشه‌ای شدن مشاهده می‌شود.

¹ Untreated



شکل ۲-۷. ریزساختار میکروسکوپ نوری از نمونه های کامپوزیتی با ۵٪ از ذرات میکرونی Al₂O₃ با روش های مختلف [۹] الف) ۱

P

ب) P_۲ (ج) P_۳ (د) P_۴ (ه) P_۵ و P_۶

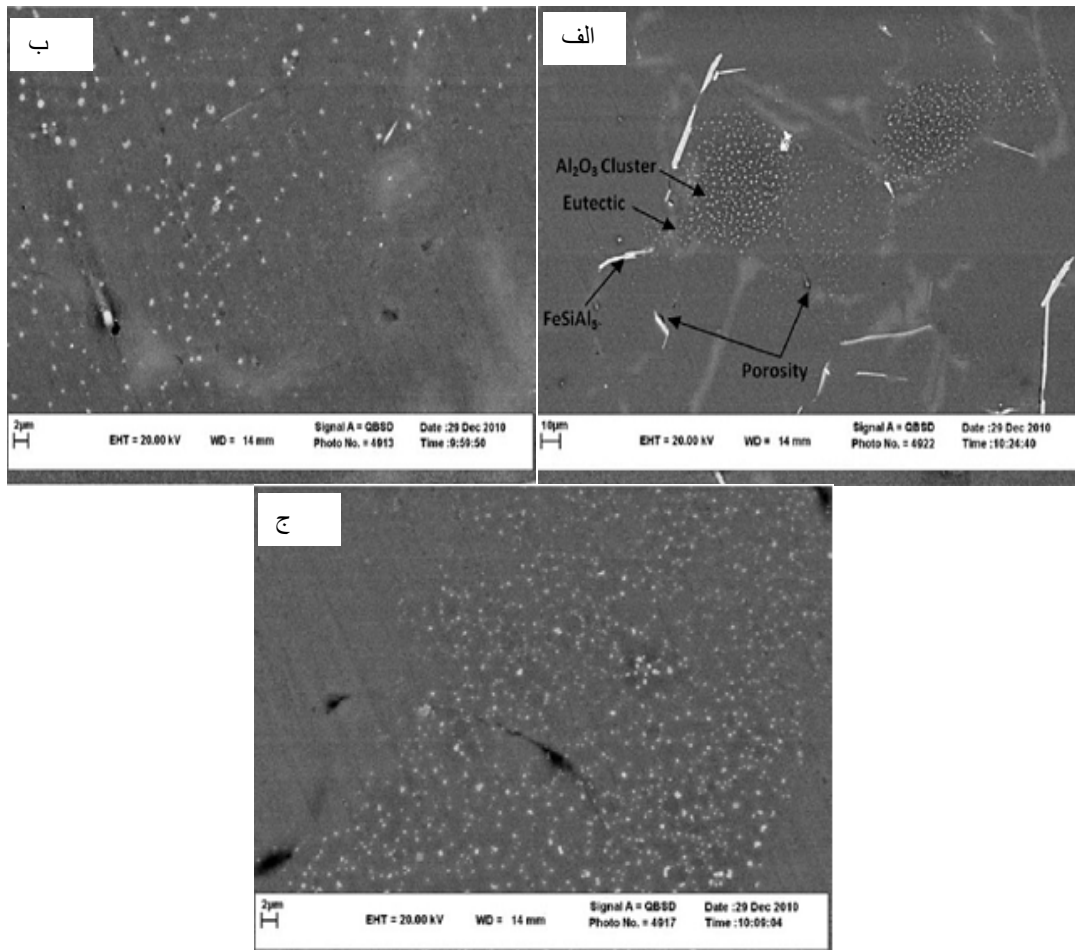
مطابق شکل ۲-۷-ب هم‌زدن مذاب سه اثر بر روی ریزساختار نمونه‌های کامپوزیتی دارد:

۱. شکسته شدن ریزساختارهایی به شکل دندریتی می‌شود و ایجاد ساختاری به شکل هم‌محور
۲. بهبود ترپذیری و حضور ذرات در مذاب.
۳. گسترش یکنواخت تر ذرات در زمینه

از مقایسه شکل ۲-۷-ب و ۲-۷-ج، اثر تزریق ذرات پودر به طریق گاز خنثی آرگون آشکار می‌شود که این اثر، حضور بیشتر ذرات در مرزدهانه‌های α -Al است. عملیات حرارتی ذرات قبل از توزیع در داخل مذاب (شکل ۲-د) گازهای جذب شده و ناخالصی‌ها را از سطح ذرات حذف می‌کند و ترپذیری و توزیع ذرات Al_2O_3 در آلیاژ زمینه $A356$ بهبود می‌یابد. بر طبق شکل ۲-ه و ۲-و می‌توان فهد اثر افزایش سرعت چرخش تا 450rpm ، باعث کاهش اندازه دانه آلومینیم می‌شود و بر اساس نتیجه این تحقیق به این نتیجه رسیدند که بهترین توزیع ذرات Al_2O_3 در سرعت چرخش 300rpm حاصل می‌شود، در حالی که سرعت چرخش کمتر از 200rpm برای توزیع ذرات Al_2O_3 کافی نیست و سرعت چرخش بالاتر از 450rpm باعث حضور حفرات بیشتر به خاطر اغتشاش شدید مذاب می‌شود.

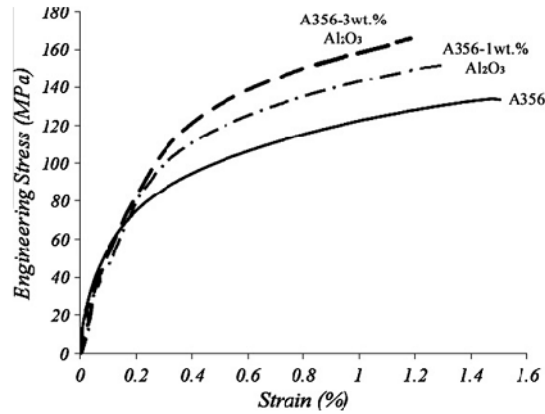
در این پژوهش بررسی ریزساختارهای کامپوزیتی شامل درصد‌های مختلف ذرات Al_2O_3 مشخص کرد که این فرایند توانایی ساخت نمونه‌هایی تا ۵٪ وزنی از ذرات تقویت کننده میکرونی را دارد و با افزایش درصد تقویت کننده‌ها، ترپذیری ذرات در زمینه فلزی کاهش یافته است.

تصاویر میکروسکوپ SEM نمونه‌ها کامپوزیتی از نانو ذرات Al_2O_3 با ۱٪، ۲٪ و ۳٪ درصد وزنی از ذرات مشخص کرد که خوشه‌ای شدن ذرات در مورد نمونه‌های کامپوزیتی از نانو ذرات بیشتر است و علت این امر افزایش بیشتر مساحت سطح و انرژی سطحی ذرات نانو می‌باشد. ذرات نانو نیز در ریزساختار این نمونه‌ها (شکل ۲-۸) تمایل به توزیع در مناطق بین‌دندریتی، همان جایی که ریزساختار یوتکتیکی قرار دارد را نشان داد و مشخص شد که این روش تولید تنها توانایی و ظرفیت ساخت نمونه‌هایی حد اکثر تا ۳٪ درصد وزنی از ذرات نانو را به طور موفقیت آمیز دارد [۹].



شکل ۲-۸ تصاویر میکروسکوپ SEM از نمونه‌های نانو کامپوزیت شامل درصد‌های مختلف وزنی از ذرات Al_2O_3 (الف) ۱٪ (ب) ۲٪ (ج) ۳٪ [۹].

از بررسی ویژگی‌های مکانیکی نمونه‌های کامپوزیتی در مقیاس نانو با نمونه آلیاژی براساس داده‌های آزمون کشش، طبق شکل ۲-۹ که نمودار تنش- کرنش مهندسی تا نقطه شکست رسم شده است، مشخص شد که تنش تسلیم و استحکام شکست با افزایش درصد ذرات نانو و میکرون افزایش می‌یابد در حالی که کرنش شکست کاهش می‌یابد که عمدتاً ناشی از ریزش دانه و حضور ذرات است [۱۳].

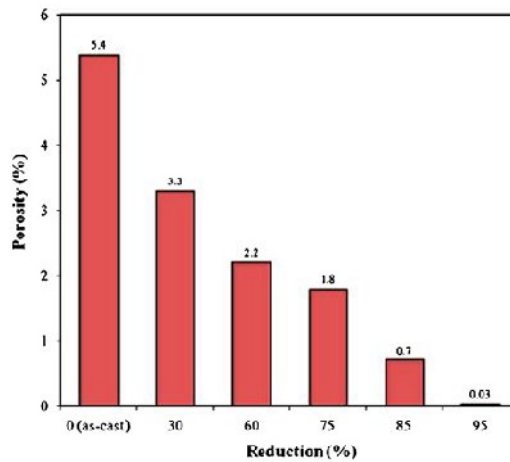


شکل ۲-۹. منحنی تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های آلومینیم آلیاژی و نانو کامپوزیتی [۱۳]

۲-۱-۸- اثر فرایند نورد بر نمونه‌های کامپوزیتی تهیه شده به طریق ریخته‌گری

گردابی

در تحقیقی که توسط S. Amirkhanlou و همکارانش صورت گرفت، کامپوزیت $Al6061/(SiC)_p$ به روش ریخته‌گری گردابی با سرعت هم‌زن 500 rpm و افزودن 10% حجمی از ذرات SiC با متوسط اندازه ذره $3\text{ }\mu\text{m}$ به آلومینیم زمینه تهیه شد و سپس نمونه‌ها تا رسیدن به کاهش سطح مقطع‌های 30% ، 60% ، 75% ، 85% و 95% نورد شدند. نتایج آزمایش از مقایسه تعیین درصد پیش‌بینی شده و واقعی تخلخل‌ها مطابق شکل ۲-۱۰، مشخص کرد که میزان تخلخل‌ها در نمونه‌ها با افزایش درصد کاهش سطح مقطع در طی فرایند نورد، کاهش می‌یابد [۱۰].



شکل ۲-۱۰. تغییرات در درصد حفرات کامپوزیت $Al6061/(SiC)_p$ با افزایش کاهش سطح مقطع [۱۰].