



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

اثر مقدار منیزیم بر ریزساختار و سختی مدرج کامپوزیت‌های Al-20Si-XMg ریخته‌گری شده با روش گریز از مرکز

ابراهیم آقازاده^۱، احد صمدی^{۲*}، سیفاله آقازاده^۱

۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز

۲- دانشیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز

E-mail: samadi@sut.ac.ir

* نویسنده مکاتبه کننده:

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۸/۰۳/۰۱

پذیرش: ۱۳۹۸/۰۴/۲۱

برای ارزیابی تأثیر مقدار منیزیم بر ایجاد ریزساختار و سختی مدرج در کامپوزیت‌های Al-Si-Mg در روش ریخته‌گری گریز از مرکز، سه استوانه با ترکیب شیمیایی Al-20Si-XMg (X= 6, 9, 12) (برحسب درصد وزنی) ریخته‌گری شد. سپس ریزساختار و سختی مقاطع شعاعی مختلف آنها به ترتیب با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و SEM مجهز به سیستم میکرو آنالیز (EDS) و سختی سنجی برینل مورد بررسی قرار گرفت. برای تحلیل نتایج از نرم‌افزارهای Thermo-Calc و JMat Pro به ترتیب برای رسم نمودارهای فاز و تعادلی آلیاژها، کسر جرمی و چگالی فازهای درجی تشکیل شده حین انجماد استفاده شد. نتایج نشان می‌دهند که با افزایش مقدار منیزیم آلیاژ، علیرغم اینکه ذرات Mg₂Si اولیه درشت‌تری در ریزساختار شکل می‌گیرد اما به واسطه چگالی پایین این ذرات، جدایش مرکزگرای آنها به همراه ذرات Si اولیه طبق قانون استوکس در مکانیک سیالات افزایش می‌یابد. به گونه‌ای که با افزایش مقدار Mg آلیاژها از ۶٪ به ۹٪ و سپس ۱۲٪ وزنی، کسر حجمی ذرات Mg₂Si در لایه داخلی استوانه‌های ریخته‌گری از مقادیر کمتر از ۷٪ به حدود ۲۸٪ و اندازه متوسط آنها از مقادیر کمتر از ۵۴ میکرومتر به حدود ۱۶۶ میکرومتر افزایش می‌یابد. اما به خاطر نرم بودن ذرات Mg₂Si نسبت به Si، با افزایش کسر حجمی ذرات Mg₂Si در لایه‌های داخلی استوانه‌ها سختی این لایه‌ها به ترتیب از ۸۶ به ۸۱ و سپس ۷۸ برینل کاهش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی:

ریخته‌گری گریز از مرکز، کامپوزیت مدرج، آلیاژهای Al-Si-Mg، جدایش فازی، ریزساختار هیبریدی.

ارجاع به این مقاله:

ابراهیم آقازاده، احد صمدی، سیفاله آقازاده، تأثیر مقدار منیزیم بر ریزساختار و سختی مدرج کامپوزیت‌های Al-20Si-XMg ریخته‌گری شده با روش گریز از مرکز، پژوهش‌نامه

ریخته‌گری، تابستان ۱۳۹۸، جلد ۳، شماره ۲، صفحات ۵۵-۶۶.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2019.186486.1084

۱- مقدمه

نموده است [۳]. در میان مواد کامپوزیتی، نسل جدیدی از آنها با عنوان کامپوزیت‌های با ریزساختار و خواص مدرج هدفمند توسعه یافته‌اند که ریزساختار و خواص آنها به‌طور پیوسته در امتداد خاصی تغییر می‌کند [۴-۶]. در میان روش‌های تولید کامپوزیت‌های مدرج هدفمند، روش ریخته‌گری گریز از مرکز به خاطر سادگی و هزینه پایین تولید در مقیاس انبوه برای تولید قطعات ریخته‌گری هدفمند با ابعاد بزرگ بیشتر مورد توجه قرار گرفته است [۷-۱۲]. با این روش، کامپوزیت‌های هدفمند

آلیاژهای هایپرئوتکتیک Al-Mg-Si حاوی ذرات اولیه Mg₂Si به‌عنوان گروه جدیدی از کامپوزیت‌های ریخته‌گری درجا توسعه یافته‌اند. این کامپوزیت‌ها اغلب به علت خواص مکانیکی عالی، سبک بودن و صرفه اقتصادی تولید آنها مورد توجه محققین و صنعت‌گران مهندسی مواد قرار گرفته‌اند [۲، ۱]. خواص فیزیکی و مکانیکی مناسب ذرات تقویت‌کننده Mg₂Si، آن را به‌عنوان یک ترکیب مناسب برای تقویت کامپوزیت‌های زمینه فلزی تبدیل

¹Functionally graded composites

انجماد در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به سمت جداره داخلی جدایش می یابند [۳۰]. یانبو و همکارانش [۳۱] با مقایسه ریزساختار دو نوع کامپوزیت هدفمند آلومینیومی به ترتیب حاوی ذرات تقویت کننده Si و Mg₂Si/Si نشان دادند که تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز، در کامپوزیت هدفمند Al/Si سه لایه شعاعی متمایز از نظر توزیع ذرات Si شامل لایه های داخلی، میانی و خارجی؛ و در کامپوزیت هدفمند سه فازی Al/Si/Mg₂Si دولایه شعاعی مختلف شامل لایه داخلی (حاوی ذرات Si و Mg₂Si تقویت کننده) و لایه خارجی عاری از این ذرات پس از انجماد شکل می گیرند. در کارهای قبلی انجام شده در این خصوص به سرعت جدایش ذرات Si و Mg₂Si اولیه و ثانویه و جزئیات جدایش آنها و نحوه شکل گیری الگوهای مختلف جدایش هدفمند ذرات تقویت کننده پرداخته نشده است. بر این اساس، در این مقاله سعی می شود که با رسم نمودارهای فازی-تعادلی آلیاژهای Al-20Si-XMg توسط نرم افزار Thermo Calc و انتخاب مقادیر مختلف Mg در ترکیب شیمیایی آلیاژها، تأثیر مقدار Mg بر نحوه شکل گیری در جای ذرات Si و Mg₂Si اولیه و ثانویه از فاز مذاب و نحوه جدایش، کسر حجمی ذرات و همچنین نرخ جدایش این ذرات حین ریخته گری گریز از مرکز و تأثیر آن بر سختی مقاطع شعاعی مختلف استوانه های ریخته گری مورد بررسی و ارزیابی قرار گیرد.

۲- مواد و روش تحقیق

در ابتدا لازم است تا مبنای انتخاب ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد مطالعه بیشتر توضیح داده شود. به این منظور در شکل (۱)، نمودار فازی سیستم Al-20Si-XMg نشان داده شده است (برای اختصار در نگارش ترکیب شیمیایی آلیاژها، از این به بعد تمامی ترکیبات شیمیایی بدون درج wt. %، برحسب درصد وزنی بیان خواهد شد مگر اینکه ذکر شود). بر اساس این نمودار، مراحل انجماد آلیاژهای مورد مطالعه با توجه به درصد وزنی Mg آنها با یکدیگر متفاوت است. به طوری که وقتی میزان Mg کمتر از ۸٪ باشد ابتدا در مراحل نخستین انجماد، ذرات Si اولیه تشکیل می شود و اگر میزان منیزیم بیشتر از ۸٪ باشد اولین فاز جامد اولیه شکل گرفته حین انجماد فاز Mg₂Si خواهد بود و در میزان منیزیم برابر ۸٪ هر دو فاز Si و Mg₂Si اولیه به صورت هم زمان از مذاب حین انجماد تشکیل می شوند و همین موضوع، دلیل اصلی انتخاب سه ترکیب Al-20Si-9Mg، Al-20Si-6Mg و Al-20Si-12Mg برای آلیاژهای مورد بررسی در مقاله حاضر است که می توانند الگوهای مختلفی از درجه بندی ریزساختار و سختی را

مدرج با زمینه آلومینیوم و حاوی ذرات تقویت کننده Al₂O₃، SiC، Al₃Zr، Al₃Ni، Si، Mg₂Si، Al₂Cu با موفقیت تولید شده و خواص آنها مورد ارزیابی قرار گرفته است [۲۶-۱۳].

در ریخته گری گریز از مرکز، وقتی مذاب حاوی ذرات جامد تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز قرار می گیرد دو ناحیه مجزای غنی و فقیر از ذرات تشکیل می شود. مقدار و شدت جدایش ذرات و موقعیت نسبی این نواحی در ریزساختار نمونه ریخته گری عمدتاً تحت تأثیر دما و گرانشی مذاب، نرخ سرمایش، چگالی ذرات و مذاب، اندازه ذرات و سرعت چرخش قالب است. در این عملیات، حین انجماد مذاب و در ناحیه خمیری، ذرات سبک تر در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به سمت محور چرخش، و ذرات سنگین تر نیز در جهت نیروی گریز از مرکز و در راستای دور شدن از محور چرخش جدایش می یابند [۲۷]. حرکت ذرات درون یک مایع گرانشی تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز می تواند با استفاده از معادله (۱) که در مکانیک سیالات از آن به عنوان قانون استوکس^۱ یاد می شود توضیح داده شود، که در آن ρ_p چگالی ذرات جامد، ρ_m چگالی مذاب، g شتاب گرانش زمین، Dp قطر ذرات جامد، η گرانشی مذاب، V سرعت حرکت ذرات جامد در داخل مذاب می باشند. در این رابطه $G = \omega^2 r / g$ است که در آن ω بیانگر سرعت زاویه ای قالب و r بیانگر فاصله ذرات از محور چرخش است.

$$V = \frac{|\rho_p - \rho_m| G g D_p^2}{18\eta} \quad (1)$$

بیشتر آلیاژهایی که تاکنون برای ایجاد ریزساختار مدرج هدفمند به روش ریخته گری گریز از مرکز مورد مطالعه قرار گرفته اند، غالباً سیستم های دو یا سه تایی بوده اند که در آنها ترکیب شیمیایی آلیاژها بر اساس نسبت استوکیومتری یا غیر استوکیومتری اجزاء در فازهای تقویت کننده انتخاب شده اند و این سیستم ها ظرفیت تشکیل یک یا چند نوع ذره تقویت کننده را حین انجماد داشته اند. برای مثال، در آلیاژ هایپرپوتکتیک Al-15wt.% Mg₂Si فقط امکان تشکیل در جای ذرات اولیه Mg₂Si و جدایش مدرج آنها حین ریخته گری گریز از مرکز می تواند وجود داشته باشد و یا در آلیاژ Zn-27Al-xMg-ySi و Al-20Si-9Mg دو ذره Si و Mg₂Si اولیه تشکیل می شوند [۲۹، ۲۸، ۱۹]. در کامپوزیت هدفمند زمینه آلومینیوم ۳۹۰ تقویت شده با ذرات تشکیل شده در جای Si و Mg₂Si که با روش ریخته گری گریز از مرکز فراوری شده است نشان داده شده است که به خاطر چگالی پایین ذرات Si و Mg₂Si نسبت به مذاب، این ذرات حین

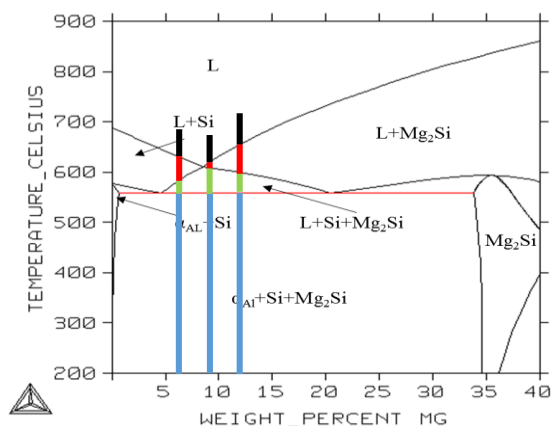
^۱ Stocks' law

فولادی استوانه‌ای چرخان ماشین ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی ریخته شدند. قبل از ریخته‌گری، قالب تا دمای 300°C پیش گرم و سرعت چرخش آن روی 1400 دور بر دقیقه تنظیم شد. همچنین به منظور جداسازی راحت استوانه‌های ریخته‌گری از قالب و نیز کاهش سرعت انجماد مذاب در تماس با جداره قالب، سطوح داخلی قالب فولادی با یک لایه نازک دوغاب سرامیکی (33% خمیر Wooh، 5% سیلیکات سدیم و آب) پوشش داده شد و سپس خشک شد. ارتفاع و ضخامت جداره استوانه‌های ریخته شده نهایی به ترتیب 110 و 15 میلی‌متر اندازه‌گیری شد.

برای رسم نمودار فازي Al-20Si-XMg و رصد نمودن تغییرات فازي و کسر جرمی فازهای جامد در جای تشکیل شده حین انجماد آلیاژها از نرم‌افزار Thermo Calc استفاده شد. همچنین به منظور پیش‌بینی و تحلیل جدایش فازي مدرج تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز (بر اساس قانون استوکس) از رسم نمودارهای تغییرات چگالی در جای فازها حین انجماد آلیاژها با نرم‌افزار JMat Pro استفاده شد از نرم‌افزار Image J نیز برای اندازه‌گیری کسر حجمی و اندازه ذرات ریزساختار استفاده شد. برای این منظور از هر مقطع شعاعی استوانه‌های مورد مطالعه، تصاویر ریزساختاری چهار نقطه مختلف مورد ارزیابی و آنالیز تصویری قرار گرفت.

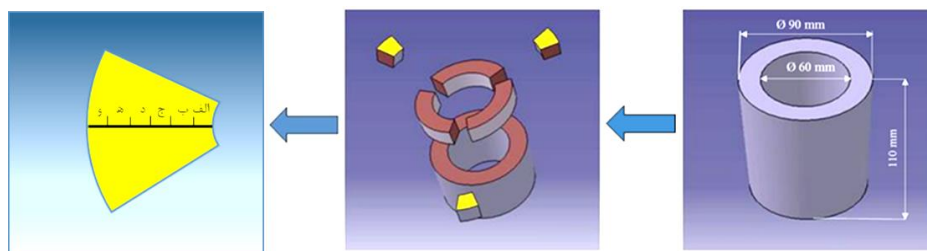
پس از ریخته‌گری نمونه‌های استوانه‌ای، با استفاده از برش با سیم، مقاطع شعاعی مختلفی از آنها مطابق شکل (۲) برش داده شد و پس از سنباده‌زنی و پولیش‌کاری با خمیر الماس $0.3/3$ میکرومتر، در یک محلول $0.5/5$ درصد حجمی HF حکاکی شیمیایی شدند. برای مشاهده ریزساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی (SEM) مدل Cam Scan MV2300 مجهز به سیستم میکرو آنالیز شیمیایی (EDS) مدل Inca-Oxford استفاده شد. همچنین برای شناسایی فازهای ثانویه تشکیل شده در ریزساختار از تابش اشعه $K\alpha$ مس در دستگاه پراش سنج اشعه ایکس (XRD) مدل Bruker Axe- Advance D8 استفاده شد.

در راستای شعاعی استوانه‌های ریخته‌گری مورد نظر پس از انجماد به نمایش بگذارند. بر این اساس، به منظور تهیه آلیاژهای Al-20Si-XMg (X=6, 9, 12) ابتدا مقدار لازم از آلیاژ Al-20Si با استفاده از یک کوره مقاومتی ذوب شد و سپس با توجه به ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد نظر، مقدار لازم از منیزیم با خلوص تجاری توزین و پس از پیش گرم تا دمای 350°C به مذاب Al-20Si اضافه شد. بر اساس تجربیات قبلی نویسنندگان مقاله حاضر [۲۷، ۱۹]، تلفات منیزیم ناشی از تبخیر حین آلیاژسازی و ریخته‌گری در شرایط مشابه تجربیات قبلی حدود 20% است که این مقدار در انجام محاسبات شارژ برای هر آلیاژ در نظر گرفته شد تا ترکیب شیمیایی آلیاژهای هدف (با خطای قابل قبول) پس از ریخته‌گری و انجماد حاصل شود.



شکل ۱- بخشی از نمودار فازي تعادلی Al-20Si-XMg که توسط نرم‌افزار Thermo Calc رسم شده و در آن ترکیب شیمیایی هر سه آلیاژ مورد بررسی نشان داده شده است.

در مرحله بعد، آلیاژهای حاوی ۶، ۹ و ۱۲ درصد منیزیم هر کدام با 100°C فوق‌گداز به ترتیب در دماهای 30°C ، 73°C و 225°C و 75°C مجدد ذوب (دمای لیکوئیدوس این آلیاژها به ترتیب با استفاده از شکل‌های ۵، ۸ و ۱۰ تعیین شدند) و پس از عملیات گاززدایی با اضافه کردن حدود $0.5/5$ هگزا کلرور اتان، درون قالب



شکل ۲- طرح‌واره‌ای از مقاطع برش نمونه‌های متالوگرافی از استوانه‌های ریخته‌گری.

طیف پراش اشعه X به دست آمده از لایه داخلی استوانه ریختگی Al-20Si-6Mg در شکل (۴) وجود سه فاز Si، Al و Mg_2Si را در ریزساختار این نمونه به خوبی تأیید می کند. با در نظر گرفتن موقعیت آلیاژ Al-20Si-6Mg در نمودار فازی تعادلی شکل (۱)، نمودار کسر جرمی فازهای جامد اولیه در جای تشکیل شده حین انجماد تعادلی در شکل (۵) رسم شده است. با توجه به نمودار شکل (۵) مشاهده می شود که انجماد تعادلی آلیاژ Al-20Si-6Mg با جوانه زنی فاز Si اولیه در دمای حدود $635^{\circ}C$ شروع شده و تا $590^{\circ}C$ ادامه می یابد (خط شماره ۲) و سپس وارد ناحیه سه فازی $L+Si+Mg_2Si$ شده و تا دمای حدود $562^{\circ}C$ ذرات Si ثانویه و Mg_2Si اولیه به طور هم زمان از مذاب باقیمانده رسوب می کنند (خط شماره ۳) تا اینکه در این دما، مذاب باقیمانده با انجام یک تحول یوتکتیک سه تایی به $Al_{(a)}-Si-Mg_2Si$ تبدیل شده و انجماد خاتمه می یابد (خط شماره ۴).

شکل (۵) تغییرات چگالی فازهای تشکیل شده در حین انجماد آلیاژ Al-20Si-6Mg را نشان می دهد که با استفاده از نرم افزار JMat pro رسم شده است. این تصویر گویای آن است که با کاهش دما چگالی مذاب به طور پیوسته و خطی افزایش یافته و با رسیدن دمای آلیاژ به حدود $635^{\circ}C$ ذرات Si اولیه از مذاب شروع به جوانه زنی کرده و تا دمای $590^{\circ}C$ رشد می کنند و در این فاصله دمایی به خاطر چگالی پایین تر ذرات Si اولیه ($2/31 \text{ g/cm}^3$) نسبت به مذاب ($2/41 \text{ g/cm}^3$)، بر اساس معادله (۱) در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به سمت محور چرخش قالب (جداره داخلی استوانه ریختگی) جدایش می یابند که ریزساختار شکل (۳-الف) برای این آلیاژ این ادعا را به خوبی تأیید می کند که در آن کسر حجمی ذرات Si اولیه (۲۶ درصد) در جداره داخلی استوانه ریختگی بیشترین مقدار است. در ادامه با رسیدن دما به محدوده $562-590^{\circ}C$ و تشکیل هم زمان ذرات Si ثانویه و ذرات سبک تر Mg_2Si اولیه (با چگالی $1/91 \text{ g/cm}^3$) از مذاب باقیمانده، این ذرات نیز مطابق قانون استوکس (معادله ۱) به سمت محور چرخش قالب جدایش پیدا کرده و باعث شکل گیری ریزساختارهای شکل (۳-ب) و (۳-ج) در لایه های شعاعی میانی استوانه ریختگی شده اند. در نهایت نیز با انجام تحول یوتکتیک سه تایی در دمای حدود $562^{\circ}C$ مذاب باقیمانده به ریزساختار یوتکتیکی $Al_{(a)}-Si-Mg_2Si$ مطابق شکل (۳-ه) و شکل (۳-و) در لایه های خارجی استوانه تبدیل شده است.

برای ارزیابی تأثیر درجه بندی ریزساختار بر سختی مقاطع شعاعی مختلف استوانه های ریخته شده، روی هر مقطع، سه الی پنج بار سختی سنجی برینل (با ساچمه ۵ mm و اعمال بار ۲۵۰ kgf) مطابق استاندارد ASTM E10 انجام گرفت و میانگین آنها به عنوان شاخص سختی آن مقطع گزارش شد.

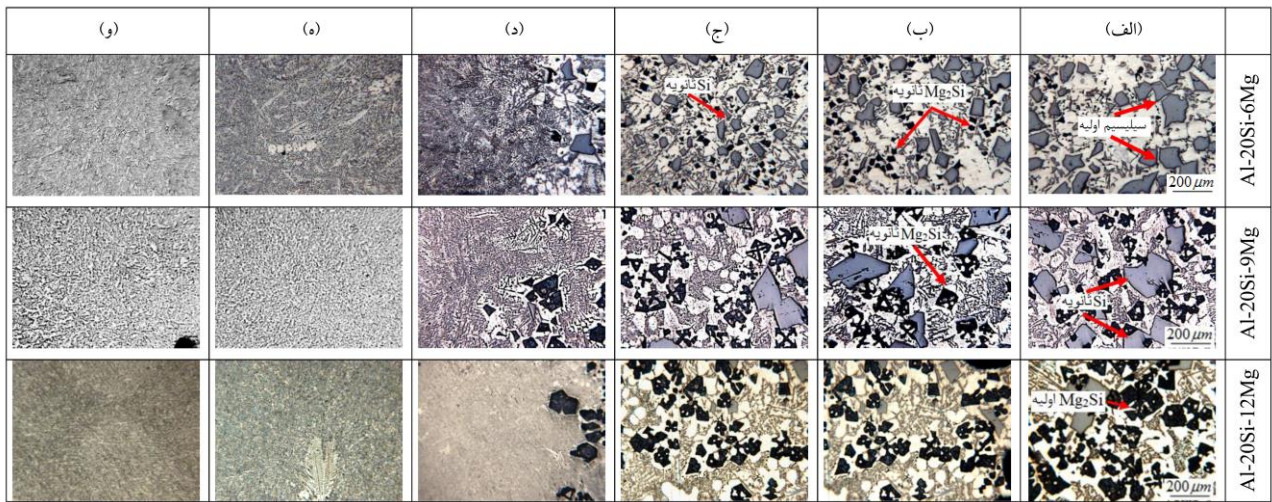
۳- نتایج و بحث

شکل (۳)، ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه های ریختگی را از سمت جداره داخلی استوانه (تصاویر الف)) به سمت جداره خارجی آنها (تصاویر و)) نشان می دهد. با بهره گیری از نرم افزار Image J اندازه متوسط ذرات Si و Mg_2Si اولیه و ثانویه در تصاویر ریزساختاری ارائه شده در شکل (۳) تعیین و نتایج مربوطه در جدول (۱) ارائه شده است. لازم به توضیح است که ذرات Si اولیه حین انجماد آلیاژ Al-20Si-6Mg و ذرات Mg_2Si اولیه حین انجماد آلیاژهای Al-20Si-9Mg و Al-20Si-12Mg در فاصله بین دمای لیکوئیدوس و دمای سالییدوس آلیاژها شکل می گیرند (شکل ۵) و ذرات Si و Mg_2Si ثانویه نیز ذراتی هستند که حین انجماد در فاصله بین دمای سالییدوس هر آلیاژ و دمای یوتکتیک ($560^{\circ}C$) تشکیل می شوند. همان گونه که پیش بینی می شد، الگوی درجه بندی شعاعی ریزساختار سه استوانه ریختگی مورد مطالعه با توجه به درصد وزنی Mg و نتایج مراحل انجماد آنها مطابق تصاویر ریزساختاری شکل (۳) و نتایج استخراج شده از آنها در جدول (۱) با یکدیگر متفاوت است که در ادامه الگوی درجه بندی شعاعی هر استوانه و نحوه ایجاد آن به تفکیک مورد بحث و بررسی قرار می گیرد.

۳-۱- الگوی درجه بندی ریزساختار استوانه Al-20Si-6Mg

بر اساس تصاویر ارائه شده در شکل (۳) (ردیف اول)، ریزساختار استوانه Al-20Si-6Mg در راستای شعاعی از سه ناحیه متمایز تشکیل یافته است:

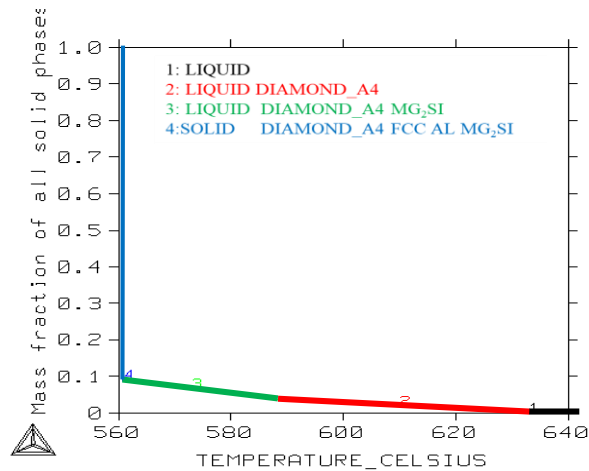
- الف) لایه های داخلی حاوی کسر حجمی بالایی از ذرات تقویت کننده Si و Mg_2Si (تصاویر الف) تا (ج))،
 ب) لایه انتقالی که در یک سمت حاوی ذرات تقویت کننده Si و Mg_2Si و در سمت دیگر فاقد این ذرات است (تصویر د))،
 ج) لایه های خارجی شامل ریزساختار یوتکتیک سه تایی $Al_{(a)}-Si-Mg_2Si$ عاری از ذرات تقویت کننده اضافی (تصاویر ه) تا (و)).



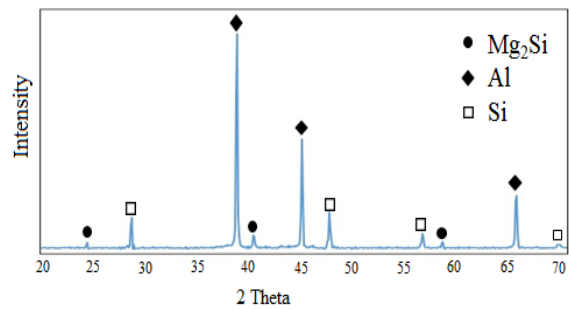
شکل ۳- ریزساختار میکروسکوپ نوری از مقاطع مختلف شعاعی استوانه‌های ریختگی (از الف) تا (و) به ترتیب دلالت دارند بر ریزساختار داخلی‌ترین تا خارجی‌ترین لایه شعاعی استوانه.

جدول ۱- اندازه متوسط ذرات تقویت کننده در ریزساختار استوانه‌های ریختگی مورد مطالعه

اندازه ذرات Mg_2Si ثانویه (μm)	اندازه ذرات Mg_2Si اولیه (μm)	اندازه ذرات Si ثانویه (μm)	اندازه ذرات Si اولیه (μm)	آلیاژ
۵۴	-	۱۱۵	۱۶۴	Al-20Si-6Mg
۱۲۲	-	۲۳۰	-	Al-20Si-9Mg
۱۴۸	۱۸۵	۱۴۳	-	Al-20Si-12Mg



شکل ۵- تغییرات کسر جرمی ذرات جامد Si و Mg_2Si تشکیل شده با افت دما حین انجماد تعادلی آلیاژ Al-20Si-6Mg که با نرم‌افزار Thermo calc رسم شده‌اند.



شکل ۴- طیف پراش اشعه X از لایه داخلی استوانه Al-20Si-9Mg.

می‌شود که در ریزساختار این لایه‌ها ذرات کوچک Mg_2Si (با کسر حجمی کمتر از ۷ درصد و اندازه متوسط حدود ۵۴ میکرومتر) همراه با ذرات Si کوچک‌تر ثانویه (با کسر حجمی کمتر از ۱۵ درصد و اندازه متوسط حدود ۱۱۵ میکرومتر) تجمع یافته‌اند (شکل‌های ۳-ب و ۳-ج). هر دوی این ذرات حین انجماد در ناحیه سه فاز $L+Si+Mg_2Si$ به صورت درجا تشکیل می‌شوند ولی با توجه به اینکه چگالی ذرات Mg_2Si نسبت به Si

در تصاویر ریزساختاری مشاهده شده برای آلیاژ Al-20Si-6Mg در شکل (۳)، ذرات سبک و درشت Si اولیه (با اندازه متوسط حدود ۱۶۴ میکرومتر و کسر حجمی ۲۶ درصد) که اولین ذرات جامد تشکیل شده حین انجماد در ناحیه دو فاز $L+Si$ محسوب می‌شوند با جدایش به سمت محور چرخش قالب (مطابق معادله ۱) عمدتاً در جداره داخلی استوانه تجمع یافته‌اند (شکل ۳-الف). اما به تدریج با حرکت به سمت لایه‌های خارجی استوانه ملاحظه

بر اساس معادله (۲) ملاحظه می‌شود که سرعت ذرات Si اولیه و در نتیجه نرخ جدایش مرکزگرای آنها حین انجماد گریز از مرکز آلیاژ Al-20Si-6Mg حدود ۲/۰۳ برابر ذرات Si ثانویه است. اما بر اساس معادله (۳) سرعت ذرات Si ثانویه و Mg₂Si و در نتیجه نرخ جدایش مرکزگرای آنها حین انجماد تقریباً یکسان است. به همین دلیل پس از انجماد کامل مطابق شکل (۳)، ذرات Si اولیه در جداره داخلی استوانه ریختگی، و ذرات Si ثانویه و Mg₂Si هر دو در لایه‌های میانی (بین جداره داخلی و لایه انتقالی) استوانه تجمع یافته‌اند.

۳-۲- الگوی درجه‌بندی ریزساختار استوانه Al-20Si-9Mg

ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه Al-20Si-9Mg در شکل (۳) ردیف ۲، نشان داده شده است. بر اساس تصاویر ارائه شده در این شکل، ریزساختار این استوانه نیز در راستای شعاعی از سه ناحیه متمایز تشکیل یافته است:

الف) لایه‌های داخلی حاوی کسر حجمی بالایی از ذرات تقویت

کننده Si و Mg₂Si (تصاویر الف) تا (ج)،

ب) لایه انتقالی که در یک سمت حاوی ذرات تقویت کننده Si

و Mg₂Si و در سمت دیگر فاقد این ذرات است (تصویر (د))،

ج) لایه‌های خارجی شامل ریزساختار یوتکتیک سه‌تایی Al_(a)-

Si-Mg₂Si عاری از ذرات تقویت کننده اضافی (تصاویر (ه))

تا (و)).

ریزساختار SEM از لایه داخلی استوانه ریختگی Al-20Si-9Mg و آنالیز EDS از فازهای ریزساختاری در شکل (۷) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که ذرات مشکلی و خاکستری رنگ موجود در ریزساختار به ترتیب Mg₂Si و Si هستند.

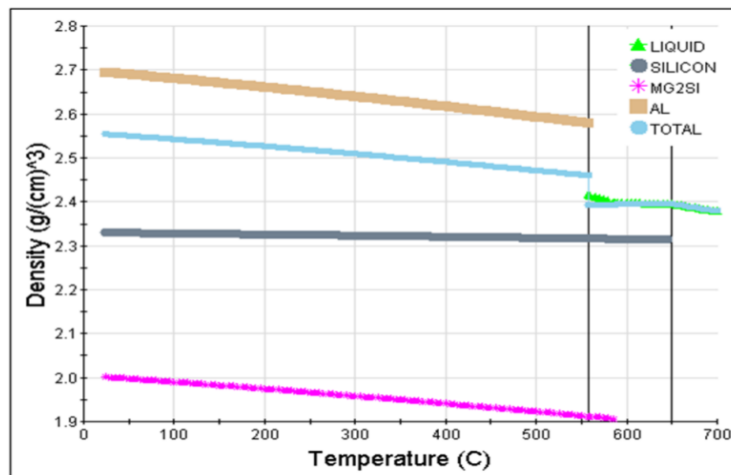
کمتر است و ذرات Si ثانویه نیز کوچک‌تر از ذرات Si اولیه هستند لذا هیچ‌کدام از آنها حین انجماد نتوانسته‌اند بر اساس معادله استوکس جدایش مرکزگرای کاملی را به سمت جداره داخلی استوانه داشته باشند و در نتیجه در لایه‌های شعاعی میانی بین جداره داخلی و لایه انتقالی ریزساختار استوانه مورد نظر تجمع یافته‌اند.

با اندازه‌گیری اندازه متوسط ذرات Si اولیه در شکل (۳-الف)، ذرات Si ثانویه و Mg₂Si در شکل‌های (۳-الف) و (۳-ب) به ترتیب برابر ۱۶۴، ۱۱۵ و ۵۴ میکرومتر و چگالی ذرات Si، Mg₂Si و مذاب به ترتیب معادل ۲/۳، ۱/۹ و ۲/۴ گرم بر سانتی‌متر مکعب، سرعت جدایش نسبی گریز از مرکز ذرات حین انجماد استوانه Al-20Si-6Mg در ناحیه خمیری نمودار شکل (۶) با استفاده از معادله (۱) به صورت معادلات (۲) و (۳) تخمین زده می‌شود که پس از انجماد کامل، منجر به ایجاد ریزساختار مدرج هدفمند در راستای شعاعی استوانه مطابق تصاویر ریزساختاری شکل (۳) شده است.

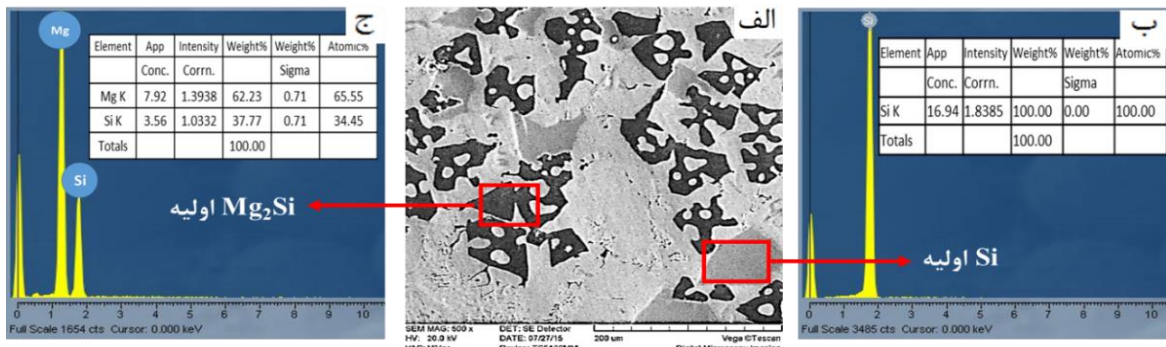
$$\frac{V_{PSi}}{V_{SSi}} = \frac{(\rho_{Si} - \rho_{Al})D_{PSi}^2}{(\rho_{Si} - \rho_{Al})D_{SSi}^2} = \frac{(164)^2}{(115)^2} = 2.03 \quad (2)$$

$$\frac{V_{Mg2Si}}{V_{SSi}} = \frac{(\rho_{Mg2Si} - \rho_{Al})D_{Mg2Si}^2}{(\rho_{Si} - \rho_{Al})D_{SSi}^2} = \frac{(1.9 - 2.4) \times (54)^2}{(2.3 - 2.4) \times (115)^2} = 1.10 \quad (3)$$

که در آنها ρ_{Al} و ρ_{Mg2Si} ، ρ_{Si} به ترتیب چگالی ذرات Si و Mg₂Si و محلول مذاب آلومینیم؛ و D_{Mg2Si} و D_{SSi} ، D_{PSi} به ترتیب اندازه متوسط ذرات Si اولیه و ثانویه و Mg₂Si هستند.

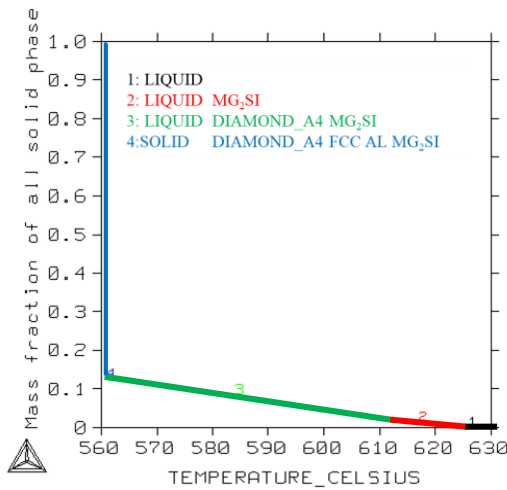


شکل ۶- تغییرات چگالی فازهای درجای تشکیل شده حین انجماد آلیاژ Al-20Si-6Mg که با استفاده از نرم‌افزار JMat Pro رسم شده است.



شکل ۷- ریزساختار SEM از لایه داخلی استوانه Al-20Si-9Mg: (الف) و آنالیز EDS از ذرات مشاهده شده در ریزساختار آن (ب) و (ج).

سرعت جدایش نسبی ذرات حین انجماد استوانه Al-20Si-9Mg به صورت معادله (۴) تخمین زده می‌شود که پس از انجماد کامل، منجر به ایجاد ریزساختار مدرج هدفمند در راستای شعاعی استوانه مطابق تصاویر ریزساختاری شکل (۳) شده است.



شکل ۸- تغییرات کسر جرمی ذرات جامد Si و Mg₂Si تشکیل شده با افت دما حین انجماد تعادلی آلیاژ Al-20Si-9Mg که با نرم‌افزار Thermo calc رسم شده‌اند.

$$\frac{V_{SMg_2Si}}{V_{SSi}} = \frac{(\rho_{Mg_2Si} - \rho_{Al})D_{SMg_2Si}^2}{(\rho_{Si} - \rho_{Al})D_{SSi}^2} \quad (۴)$$

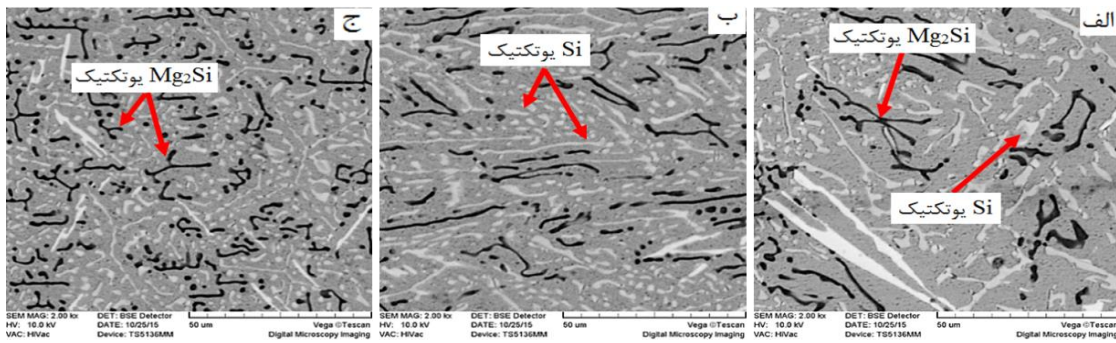
$$= \frac{(1.9 - 2.4) \times (122)^2}{(2.3 - 2.4) \times (230)^2} = 1.40$$

که در آن‌ها، D_{SMg_2Si} و D_{SSi} به ترتیب اندازه متوسط ذرات Si ثانویه و Mg_2Si ثانویه هستند. بر اساس معادله (۴)، ملاحظه می‌شود که سرعت حرکت ذرات Mg_2Si ثانویه حدود ۱/۴ برابر سرعت حرکت ذرات Si ثانویه است. اما چون حین انجماد هر دو ذره به طور هم‌زمان تشکیل می‌شوند به نظر می‌رسد که ذرات Mg_2Si ثانویه حین گریز از مرکز، به ذرات Si ثانویه برخورد نموده و به هم می‌چسبند و با سرعت یکسان به سمت جداره داخلی استوانه جدایش پیدا می‌نمایند.

با مقایسه تصاویر ریزساختاری (الف) تا (ج) دو استوانه Al-20Si-6Mg و Al-20Si-9Mg در شکل (۳)، مشاهده می‌شود که با افزایش منیزیم از ۶ به ۹ درصد، کسر حجمی ذرات Mg_2Si به ۱۷ درصد افزایش پیدا کرده است و مورفولوژی Mg_2Si اولیه در لایه داخلی به دلیل افزایش دامنه انجماد (مقایسه شکل (۵) خط ۳ و شکل (۸) خط ۳) از حالت چندوجهی منظم/مکعبی در استوانه ریختگی Al-20Si-6Mg به چندوجهی نامنظم/حروف‌چینی در استوانه Al-20Si-9Mg تغییر پیدا کرده است. علاوه بر آن، در استوانه ریختگی Al-20Si-6Mg ذرات Si و Mg_2Si اولیه از توزیع همگن‌تری نسبت به استوانه ریختگی Al-20Si-9Mg برخوردارند.

با در نظر گرفتن موقعیت آلیاژ Al-20Si-9Mg در نمودار فازی شکل (۱)، کسر جرمی فازهای جامد تشکیل شده در مراحل مختلف انجماد آلیاژ در شکل (۸) رسم شده است. با توجه به این نمودار مشاهده می‌شود که انجماد آلیاژ Al-20Si-9Mg با جوانه‌زنی فاز Mg_2Si اولیه شروع شده (خط شماره ۲) و در ادامه به مرحله رسوب هم‌زمان ذرات Mg_2Si ثانویه و Si (خط شماره ۳) می‌رسد. این نمودار نشان می‌دهد که در این آلیاژ مقدار Mg_2Si اولیه تشکیل یافته به‌تنهایی کم و ناچیز بوده و بخش اعظم فرایند انجماد مربوط به تشکیل هم‌زمان ذرات Mg_2Si ثانویه و Si است. زیرا مطابق نمودار فازی شکل ۱ ناحیه دوفازی $L+Mg_2Si$ خیلی باریک‌تر از ناحیه سه فازی $L+Mg_2Si+Si$ بوده و در نمودار شکل (۸) نیز کسر جرمی ذرات Mg_2Si+Si (خط ۳ در نمودار) بیشتر از کسر جرمی ذرات Mg_2Si اولیه (خط ۲ در نمودار) است. از این رو با صرف نظر از مرحله اول انجماد می‌توان چنین فرض کرد که انجماد آلیاژ با تشکیل هم‌زمان ذرات Si و Mg_2Si شروع می‌شود.

اندازه متوسط ذرات Si و Mg_2Si ثانویه در شکل (۳) آلیاژ Al-20Si-9Mg (الف، ب، ج) به ترتیب برابر ۲۳۰، ۱۲۲ میکرومتر و چگالی ذرات Si، Mg_2Si و مذاب به ترتیب معادل ۲/۳، ۱/۹ و ۲/۴ گرم بر سانتی‌متر مکعب است. با استفاده از معادله (۱)



شکل ۹- ریزساختار SEM از زمینه یوتکتیکی مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی Al-20Si-9Mg

(از لایه داخلی (الف) به سمت لایه خارجی (ج)).

با در نظر گرفتن موقعیت آلیاژ Al-20Si-12Mg در نمودار فازی شکل (۱)، کسر جرمی فازهای جامد اولیه در جای تشکیل شده حین انجماد تعادلی در شکل (۱۰) رسم شده است. در این نمودار مشاهده می‌شود که انجماد تعادلی آلیاژ Al-20Si-12Mg با جوانه‌زنی فاز اولیه Mg_2Si در دمای حدود $650^\circ C$ شروع شده و تا دمای حدود $603^\circ C$ ادامه می‌یابد (خط شماره ۲). سپس به مرحله رسوب هم‌زمان Mg_2Si و Si از مذاب باقیمانده می‌رسد (خط شماره ۳). به‌طور کلی ریزساختار این آلیاژ مشابه ریزساختار آلیاژ Al-20Si-9Mg بوده و تفاوت ریزساختار آنها با یکدیگر در کسر حجمی ذرات تقویت‌کننده Mg_2Si و Si (مطابق شکل ۳) و نیز اندازه متوسط این ذرات (مطابق جدول ۱) و مورفولوژی آنها است. مشاهده می‌شود که با افزایش مقدار منیزیم آلیاژهای مورد مطالعه، نه تنها کسر حجمی ذرات Si به‌طور قابل ملاحظه‌ای کاهش، و کسر حجمی و اندازه متوسط ذرات Mg_2Si به ترتیب به ۲۸٪ و ۱۶۶ میکرومتر افزایش یافته بلکه مورفولوژی ذرات Mg_2Si نیز تغییر یافته است که البته با نتایج گزارش شده در منابع دیگر [۳۲-۳۵] نیز مطابقت دارد. در کامپوزیت زمینه آلومینیوم ۳۹۰ تقویت‌شده با ذرات Mg_2Si و Si نیز نشان داده شده است که با افزایش مقدار Mg تا ۱۰ درصد، کسر حجمی ذرات Si اولیه به‌شدت کاهش می‌یابد [۳۰]. لی [۳۴] و کین و همکارانشان [۳۵] نشان دادند که با افزایش کسر حجمی ذرات Mg_2Si در ریزساختار کامپوزیت‌های Al- Mg_2Si و بسته به شرایط انجماد آنها، مورفولوژی ذرات Mg_2Si از حالت هشت‌وجهی به شکل قیفی، سپس هشت وجهی‌های ناقص و در نهایت به دندریته‌های بزرگ تغییر پیدا می‌کند. مکانیزم رشد و مورفولوژی ذرات اولیه Mg_2Si در این نوع کامپوزیت‌ها توسط ساختار کریستالی ذاتی ذرات Mg_2Si و شرایط رشد آنها داخل مذاب اطراف تعیین می‌شود. تغییر شرایط مذاب حین انجماد، معمولاً نرخ‌های رشد ذرات Mg_2Si را در راستای جهات $\langle 100 \rangle$ و $\langle 111 \rangle$ تغییر داده و به سمت ایجاد مورفولوژی‌های مختلف فوق‌الذکر سوق می‌دهد [۳۴]. باوجوداین، در شرایط انجماد

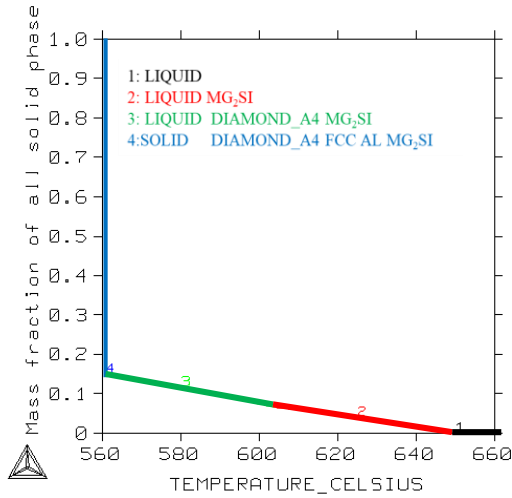
شکل (۹)، تصاویر ریزساختار SEM از مورفولوژی زمینه یوتکتیکی سه‌تایی $Al_{(a)}+Mg_2Si+Si$ را در مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی Al-20Si-9Mg نشان می‌دهد. این تصاویر نشان می‌دهند که چگونه به‌واسطه تفاوت نرخ سرمایش مقاطع شعاعی مختلف استوانه، ریزساختار زمینه یوتکتیکی آنها تغییر یافته است. در لایه خارجی استوانه به دلیل نرخ سرمایش بالا، امکان رشد ذرات Si و Mg_2Si یوتکتیکی فراهم نشده و این ذرات به‌صورت یوتکتیک میله‌ای و لایه‌ای ظریف تشکیل شده‌اند اما با اتمام انجماد لایه خارجی استوانه، و به‌واسطه تشکیل فاصله هوایی میان قالب و جداره استوانه (که ناشی از انقباض انجمادی جداره خارجی استوانه است) نرخ سرمایش کاهش یافته و ذرات Si و Mg_2Si زمینه یوتکتیکی در لایه‌های میانی و داخلی استوانه عمدتاً به‌صورت ذرات لایه‌ای درشت ظاهر شده‌اند. ساختارهای یوتکتیکی مشابهی توسط صمدی و همکارش [۲۷] در لایه‌های شعاعی مختلف استوانه ریختگی آلیاژ Al-13.8 wt.% Mg_2Si فراوری شده با ریخته‌گری گریز از مرکز، گزارش شده است که به دلایل ایجاد این نوع تغییرات در مورفولوژی یوتکتیک در بالا اشاره شد.

۳-۳- الگوی درجه‌بندی ریزساختار استوانه Al-20Si-12Mg

ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه Al-20Si-12Mg نیز در شکل (۳) ردیف سوم نشان داده شده است. بر اساس تصاویر ارائه شده در این شکل، ریزساختار این استوانه نیز در راستای شعاعی از سه ناحیه متمایز تشکیل یافته است:

- (الف) لایه‌های داخلی حاوی کسر حجمی بالایی از ذرات تقویت‌کننده در جای Si و Mg_2Si اولیه (تصاویر (الف) تا (ج))،
 (ب) لایه انتقالی که در یک سمت حاوی ذرات تقویت‌کننده Si و Mg_2Si در سمت دیگر فاقد آن است (شکل (د))،
 (ج) لایه‌های خارجی شامل ریزساختار یوتکتیکی سه‌تایی $Al_{(a)}-Si-Mg_2Si$ عاری از ذرات اولیه غیر یوتکتیکی (تصاویر (ه) تا (و)).

داخلی‌ترین لایه استوانه ریختگی مطابق شکل (۳-الف) و تا حدودی شکل (۳-ب) بیان‌گر برخوردهای زیاد این ذرات با یکدیگر حین جدایش مرکزگرا است.



شکل ۱۰- تغییرات کسر جرمی ذرات جامد Si و Mg₂Si تشکیل شده با افت دما حین انجماد تعادلی آلیاژ Al-20Si-12Mg که با نرم‌افزار Thermo calc رسم شده‌اند.

شکل (۱۱)، تصاویر ریزساختار SEM از مورفولوژی زمینه یوتکتیک سه‌تایی Al_(l)+Mg₂Si+Si را در مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی Al-20Si-12Mg نشان می‌دهد. در این تصاویر نیز تغییرات ریزساختار زمینه یوتکتیک در مقاطع شعاعی مختلف استوانه، مشابه همان تغییرات ریزساختار یوتکتیکی است که علت آن در شکل (۹) برای آلیاژ Al-20Si-9Mg مورد بحث قرار گرفت.

۳-۴- سختی استوانه‌های ریختگی

در شکل (۱۲)، تغییرات سختی استوانه‌ها برحسب فاصله شعاعی از لایه داخلی آنها نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود سختی لایه‌های داخلی هر سه استوانه ریختگی به دلیل جدایش مرکزگرای ذرات تقویت کننده Si و Mg₂Si اولیه/ثانویه بیشتر از لایه خارجی آنها است. اما با توجه به اینکه سختی فاز

عادی و معمولی، شکل تعادلی هشت‌وجهی به خاطر انرژی آزاد سطحی کمتر [۳۴] و یا بزرگ بودن ضریب جکسون و آنتروپی ذوب بالا [۳۵]، مورفولوژی غالب و ترجیحی برای این ذرات محسوب می‌شود.

بر اساس نتایج آنالیز ریزساختاری ارائه شده در جدول (۱)، اگر اندازه متوسط ذرات Si ثانویه و Mg₂Si اولیه و ثانویه در لایه داخلی استوانه Al-20Si-12Mg به ترتیب معادل ۱۴۳، ۱۸۵ و ۱۴۸ میکرومتر و چگالی ذرات Si، Mg₂Si و مذاب نیز مطابق شکل ۶ به ترتیب معادل ۲/۳، ۱/۹ و ۲/۴ گرم بر سانتی مترمکعب در نظر گرفته شود، در این صورت سرعت جدایش نسبی این ذرات حین انجماد استوانه Al-20Si-12Mg به صورت معادلات (۵) و (۶) تخمین زده می‌شود که پس از انجماد کامل، منجر به ایجاد ریزساختار مدرج هدفمند در راستای شعاعی استوانه مطابق تصاویر ریزساختاری ارائه شده در شکل (۳) برای این آلیاژ شده است.

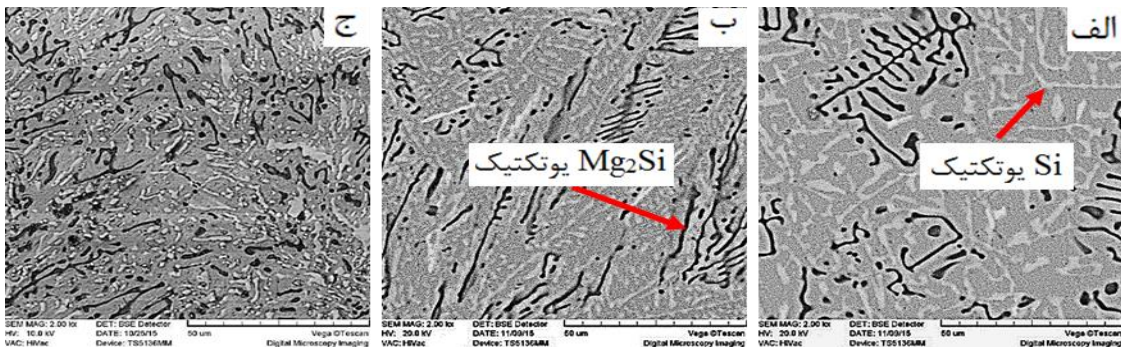
$$\frac{V_{PMg2Si}}{V_{SMg2Si}} = \frac{(\rho_{Mg2Si} - \rho_{Al})D_{PMg2Si}^2}{(\rho_{MgSi} - \rho_{Al})D_{SMg2Si}^2} \quad (5)$$

$$= \frac{(185)^2}{(148)^2} = 1.56$$

$$\frac{V_{PMg2Si}}{V_{SSi}} = \frac{(\rho_{Mg2Si} - \rho_{Al})D_{Mg2Si}^2}{(\rho_{Si} - \rho_{Al})D_{SSi}^2} \quad (6)$$

$$= \frac{(1.9 - 2.4) \times (185)^2}{(2.3 - 2.4) \times (143)^2} = 8.36$$

بر اساس معادلات (۵) و (۶) ملاحظه می‌شود که سرعت ذرات Mg₂Si اولیه در حین انجماد حدود ۱/۵ برابر ذرات Mg₂Si ثانویه و ۸ برابر ذرات Si ثانویه است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با توجه به کسر حجمی بالای ذرات Mg₂Si (۲۸ درصد) و افزایش اندازه متوسط آن‌ها، نسبت سرعت جدایش ذرات Mg₂Si به Si در این استوانه بیشتر از دو استوانه Al-20Si-6Mg و Al-20Si-9Mg است. ظاهر آگلومره شده ذرات Mg₂Si اولیه در



شکل ۱۱- ریزساختار SEM از زمینه یوتکتیکی مقاطع شعاعی استوانه ریختگی Al-20Si-12Mg

از لایه داخلی (الف)، لایه میانی (ب) و لایه خارجی (ج).

اندازه کوچک‌تر، کسر حجمی کمتر و توزیع مناسبی برخوردارند و بالاترین سختی نیز در این استوانه به دست می‌آید.

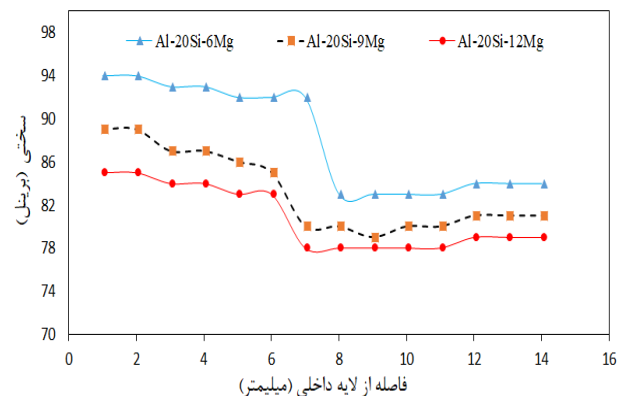
۴- در استوانه ریختگی Al-20Si-9Mg به دلیل افزایش اندازه و کسر حجمی ذرات Mg₂Si اولیه، ضمن افزایش سرعت جدایش ذرات Mg₂Si نسبت به ذرات Si، برخورد و چسبیدن ذرات Mg₂Si با ذرات Si نیز حین جدایش افزایش پیدا می‌کند که در اثر آن ذرات آگلومره شده‌ای از Mg₂Si و Si شکل گرفته و جدایش مرکز محور آنها تشدید می‌شود.

۵- بیشترین سرعت جدایش ذرات Mg₂Si در استوانه ریختگی Al-20Si-12Mg رخ می‌دهد که در آن به دلیل کاهش کسر حجمی ذرات Si، برخورد میان آنها و ذرات Mg₂Si کاهش یافته و به تبع آن، سرعت جدایش ذرات Mg₂Si و تجمع آن در لایه داخلی استوانه افزایش پیدا می‌کند. به همین خاطر، این ذرات در ریزساختار استوانه به حالت آگلومره شده ظاهر می‌شوند.

مراجع

- [1] Zamani R., Mirzadeh H., Emany M., Mechanical properties of a hot deformed Al-Mg₂Si in-situ composite, *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 726, 10-17.
- [2] Pramod S.L., Bakshi S.R., Murty B.S., Aluminum-based cast in situ composites: A review, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2015, 24, 2185-2207.
- [3] Emany M., Khorshidi R., Raouf A.H., The influence of pure Na on the microstructure and tensile properties of Al-Mg₂Si metal matrix composite, *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528, 4337-4342.
- [4] Rajan T.P.D., Pai B.C., Processing of functionally graded aluminum matrix composite by centrifugal casting technique, *Materials Science Forum*, 2011, 690, 157-161.
- [5] Kwon H., Bradbury C.R., Leparoux M., Fabrication of functionally graded carbon nanotube-reinforced aluminum matrix composite, *Advanced Engineering Materials*, 2011, 13, 325-329.
- [6] Udupa G., Rbo S. Sh., Gangadharan K.V., Functionally graded composite materials: An overview, *Procedia Materials Science*, 2014, 5, 1291-1299.
- [7] Radhika N., Raghu R., Development of functionally graded aluminum composites using centrifugal casting and influence of reinforcements on mechanical and wear properties, *Trans. Non. Met. Soc. China*, 2016, 26, 905-916.
- [8] Arsha A.G., Jayakumar E., Rajan T.P.D., Antony V., Pai B.C., Design and fabrication of functionally graded in-situ aluminum composites for automotive pistons, *Materials and Design*, 2015, 88, 1201-1209.
- [9] Karun A.S., Rajan T.P.D., Pillai U.T.S., Pai B.C., Rajeev V.R., Farook A., Enhancement in tribological behavior of functionally graded SiC reinforced aluminum composite by centrifugal casting, *Journal of Composite Materials*, 2015, 50, 2255-2269.
- [10] Krisnan P.M., Hari S., Jayakumari E., Rajan T.P.D., Prabhu K.N., Centrifugal casting and characterization of primary silicon and Mg₂Si dispersed aluminum functionally graded materials, *Materials Science Forum*, 2015, 830-831, 11-14.

Si حدود دو برابر سختی فاز Mg₂Si است، انتظار می‌رود که با افزایش مقدار منیزیم آلیاژهای Al-Si-Mg، کسر حجمی ذرات Mg₂Si در ریزساختار افزایش یافته و در نتیجه سختی آلیاژها کاهش یابد [۳۳، ۳۲]. در این راستا، با ریخته‌گری گریز از مرکز کامپوزیت با زمینه آلومینیم ۳۹۰ تقویت‌شده با ذرات Mg₂Si و Si حداکثر مقدار سختی درازای اضافه کردن ۲/۵ درصد Mg به دست آمده است [۳۰]. بر این اساس، با توجه به اینکه با افزایش مقدار منیزیم آلیاژها در استوانه‌های ریختگی، اندازه ذرات Mg₂Si جدایش یافته به لایه‌های داخلی استوانه‌ها و کسر حجمی آنها در این لایه‌ها افزایش یافته است (جدول ۱) و تصاویر ریزساختاری شکل (۳) و شکل‌های (۵)، (۸) و (۱۰)، لذا مطابق انتظار، سختی لایه‌های داخلی استوانه‌ها نیز با افزایش مقدار منیزیم آلیاژها، مطابق شکل (۱۲)، افزایش نشان می‌دهد.



شکل ۱۲- تغییرات سختی در راستای شعاعی استوانه‌های ریختگی از جداره داخلی به سمت جداره خارجی آنها

نتیجه‌گیری

با افزودن منیزیم به آلیاژهای بی‌پروکتیک Al-20Si و بررسی تأثیر آن بر درجه‌بندی ریزساختار و سختی مقاطع شعاعی استوانه‌های ریخته شده با روش گریز از مرکز نتایج زیر به دست آمدند:

۱- با افزایش مقدار منیزیم آلیاژ از ۶ به ۱۲ درصد، مورفولوژی ذرات Mg₂Si اولیه در لایه داخلی استوانه ریختگی از حالت مکعبی به حالت چندوجهی نامنظم یا حروف چینی تغییر پیدا می‌کند.

۲- با افزایش مقدار منیزیم آلیاژ، کسر حجمی و اندازه ذرات Mg₂Si اولیه در لایه داخلی استوانه‌های ریختگی افزایش، و کسر حجمی ذرات Si اولیه کاهش می‌یابد و به دلیل سختی پایین ذرات Mg₂Si اولیه نسبت به Si اولیه، سختی در لایه داخلی استوانه‌ها از ۹۴ به ۸۴ برینل کاهش پیدا می‌کند.

۳- کمترین سرعت جدایش ذرات Mg₂Si مربوط به استوانه ریختگی Al-20Si-6Mg است که در آن، ذرات Mg₂Si از

- [24] Wang Q., Wei Y., Chen W., Zhu Y., Ma C., Ding W., In situ surface composites of (Mg₂Si+Si)/ZA27 fabricated by centrifugal casting, *Materials Letters*, 2003, 57, 3851-3858.
- [25] Samadi A., Shahbazkhani H.R., Effect of pouring temperature and casting thickness on distribution gradient of in situ formed Al₂Cu particles during centrifugal casting of hypereutectic Al-Cu alloy, *International Journal of Cast Metals Research*, 2014, 27, 129-134.
- [۲۶] شهبازخانی ح.ر.، صمدی ا.، تأثیر دمای فوق‌گاز و ضخامت نمونه بر رفتار و ریزساختار درجه‌بندی‌شده آلیاژ هایپرئوتکتیک Al-Cu ریخته‌گری شده به روش گریز از مرکز، *مجله ریخته‌گری*، ۱۳۸۸، ۹۳، ۲۱-۲۷.
- [۲۷] صمدی ا.، غایب لوم.، تأثیر افزودن جوانه‌زای Al-5Ti-B بر درجه‌بندی ریزساختار استوانه ریخته شده از کامپوزیت Al-13.8 wt.% Mg₂Si به روش ریخته‌گری گریز از مرکز، مواد پیشرفته در مهندسی مواد، ۱۳۹۴، ۴۹-۵۹ (۲)۳۴.
- [28] Zhang J., Fana Z., Wang Y., Zhou B., Hypereutectic aluminum alloy tubes with graded distribution of Mg₂Si particles prepared by centrifugal casting, *Materials and Design*, 2000, 21, 149-153.
- [29] Qudong W., Yongjun C., Wenzhou C., Yinong W., Chunquan Z., Wenjiang D., Centrifugally cast Zn-27Al-xMg-ySi alloys and their in situ (Mg₂Si + Si)/ZA27 composite, *Materials Science and Engineering A*, 2005, 394, 425-434.
- [30] Raghunandan S., Hyder J.A., Rajan T.P.D., Processing of primary silicon and Mg₂Si reinforced hybrid functionally graded aluminum composites by centrifugal casting, *Journal of Materials Science Forum*, 2012, 710, 395-400.
- [31] Yan-bo Z., Chang-ming L., Kai W., Mao-hua Z., Yong X., Characteristics of two Al based functionally gradient reinforced by primary Si particle and Si/in situ Mg₂Si particles in centrifugal casting, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20, 361-370.
- [32] Zhang J., Fan Z., Wang Y.Q., Zhou B.L., Microstructure and mechanical properties of in-situ Al-Mg₂Si composites, *Materials Science and Technology*, 2000, 16, 913-918.
- [33] Warmuzek M., *Aluminium-Silicon Casting Alloys*, ASM Handbooks, 2000, 1-9.
- [34] Li C., Wu Y.Y., Li H., Liu X.F., Morphological evolution and growth mechanism of primary Mg₂Si phase in Al-Mg₂Si alloys, *Acta Materialia*, 2011, 59, 1058-1067.
- [35] Qin Q.D., Zhao Y.G., Nonfaceted growth of intermetallic Mg₂Si in Al melt during rapid solidification, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 462, 462: L28-L31.
- [11] Radhika N., Raghu R., Effect of Centrifugal speed in abrasive wear behavior of Al-Si₃Cu₃/SiC functionally graded composite fabricated by centrifugal casting, *Trans. Indian Inst. Met.*, 2015, 71(3), 715-726.
- [12] Ogawa T., Watanabe Y., Sato H., Kim I., Fukui Y., Theoretical study on fabrication of functionally graded material with density gradient by a centrifugal solid-particle method, *Composites: Part A*, 2006, 37, 2194-2200.
- [13] Thirtha Prasad H.P., Chikkanna N., Experimental investigation on the effect of particle loading on microstructural, mechanical and fractural properties of Al/Al₂O₃ functionally graded materials, *International Journal of Advanced Engineering Technology*, II, 2011, 161-166.
- [14] Wang K., Zhang Z.M., Yu T., Zhu Z.Z., The transfer behavior in centrifugal casting of SiCp/Al composites, *Journal of materials Processing Technology*, 2017, 242, 60-67.
- [15] Jayakumar E., Jacob J.C., Rajan T.P. D., Joseph M.A., Pai B.C., Processing and characterization of functionally graded aluminum (A319)-SiC_p Metallic composites by centrifugal casting technique, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, 47, 4306-4315.
- [16] Valhinho A., Botas J.D., Ariza E., Gomes J.R., L.A. Rocha., Tribo corrosion studies in centrifugally cast Al-matrix SiC-reinforced functionally graded composites, *Materials Science Forum*, 2004, 455-456, 871-875.
- [17] Rajan T.P.D., Pillai R.M., Pai B.C., Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites, *Materials Characterization*, 2010, 61, 923-928.
- [18] Radhika N., Mechanical properties and abrasive wear behavior of functionally graded Al-Si₁₂Cu/Al₂O₃ metal matrix composite, *Trans. Indian Inst. Met.*, IIM 2016. , DOI 10.1007/s12666-016-0870-3.
- [۱۹] آقازاده ا.، صمدی ا.، آقازاده س.، ایجاد ریزساختار هیبریدی مدرج با ریخته‌گری گریز از مرکز یک آلیاژ هایپرئوتکتیک Al-Mg₂Si، *پژوهش‌نامه ریخته‌گری*، ۱۳۹۷، ۲(۲) ۹-۱۸.
- [20] El-Hadad Sh., Sato H., Watanabe Y. Wear of Al/Al₃Zr functionally graded materials fabricated by centrifugal solid-particle method, *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210, 2245-2251.
- [21] Matsuda K., Watanabe Y., Fukui Y., Particle size distributions in in situ Al-Al₃Ni FGMs fabricated by centrifugal in situ method, *Ceramic Trans*, 2001, 114, 1-8.
- [22] El-Hadad Sh., Sato H., Watanabe Y., Fabrication of Al-Al₃Ti/Ti₃Al functionally graded materials under a centrifugal force, *Materials*, 2010, 9, 4639-4656.
- [۲۳] آقازاده س.، صمدی ا.، آقازاده ا.، تأثیر مقدار سیلیسیم بر درجه‌بندی ریزساختار آلیاژهای Al-Si ریخته شده به روش گریز از مرکز، *پژوهش‌نامه ریخته‌گری*، ۱۳۹۶، ۲(۱) ۸۹-۹۷.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Effect of Magnesium Content on Functionally Graded Microstructure and Hardness of Centrifugally cast Al-20Si-XMg Composites

Ebrahim Aghazadeh¹, Ahad Samadi^{2*}, Seifollah Aghazadeh¹1. MSc Student, 2. Associate Professor:
Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran*Corresponding author: E-mail: samadi@sut.ac.ir

Paper history:

Received: 22 May 2019

Accepted: 12 July 2019

Abstract:

To evaluate the effect of magnesium content on the microstructure and hardness of the Al-Si-Mg composites in the centrifugal casting method, three cylinders with the chemical composition of Al-20Si-XMg (X = 6, 9, 12) (as weight percent) were cast. Then the microstructure and hardness of the different radial sections were studied by optical microscope, SEM equipped with a micro-analysis system (EDS), and standard brinell hardness testing method, respectively. The phase diagram of Al-20Si-XMg system was plotted as a function of Mg% using Thermo-Calc software. Also JMat Pro software was employed to plot the variation of the mass fraction and density of the in situ formed phases during the solidification of the alloys. The results show clearly that while the coarse Mg₂Si particles are formed in high Mg content alloys; however, these particles along with the primary Si particles, both, due to the low density, based on Stokes' law in fluid mechanics, are centripetally segregated towards the inner layers of the cylinders. In addition, by increasing the Mg content of the alloys from 6% to 9% then 12% the volume fraction and average size of the Mg₂Si particles in inner layer of the cylinders, both, increase respectively from less than 7% to about 28% and from less than 54 microns to about 166 microns. But, since Mg₂Si particles are softer than Si particles, by increasing the volume fraction of the Mg₂Si particles, the hardness of the inner layers of the cylinders reduces from 86 to 81 and then 78 brinell.

Keywords:

Centrifugal casting,
Functionally graded composites,
Al-Si-Mg alloys,
Particle segregation,
Hybrid microstructure.

Please cite this article using:

Ebrahim Aghazadeh, Ahad Samadi, Seifollah Aghazadeh, Effect of Magnesium Content on Functionally Graded Microstructure and Hardness of Centrifugally cast Al-20Si-XMg Composites, in Persian, Founding Research Journal, 2019, 3(2) 55-66.
DOI: 10.22034/FRJ.2019.186486.1084