

تأثیر روش ریخته‌گری فرسابی بر ریزساختار آلیاژ منیزیمی AZ81

محسن قسوری^{۱*}، محمدعلی بوترابی^۲

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۰۴/۱۴، ش.ص ۱۵۹-۱۶۸، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۱۰/۱۶)

چکیده

یکی از مشکلات ریخته‌گری منیزیم و آلیاژهای سری AZ درشت‌دانگی است. هدف از این پژوهش، ایجاد ریزساختاری ظریف‌تر نسبت به ریخته‌گری در ماسه معمولی است. در این تحقیق از روش جدید ریخته‌گری فرسابی استفاده شد. در روش ریخته‌گری فرسابی پس از ذوب ریزی و قبل از انجماد کامل قطعه، قالب باید توسط آب شسته شود. به این ترتیب سرعت انجماد قطعه افزایش می‌یابد. قالب ماسه‌ای ۳۰s بعد از ذوب ریزی با فشار آب شسته شده تا حرارت قطعه قالب ماسه توسط آب خارج شود. آنالیز حرارتی توسط ترموکوپل‌های قرار گرفته در نقاط مشخصی از قالب انجام شد. سپس با استفاده از آن‌ها سرعت سرد شدن نمونه‌ها اندازه‌گیری شد. سرعت سرد شدن در فاصله دمایی شروع تا پایان انجماد یعنی در ناحیه خمیری برای نمونه‌ی فرسابی ۱/۲۷ و برای نمونه معمولی ۰/۵۲ °C/sec به دست آمد. سرعت سرد شدن نمونه فرسابی ۲/۴۲ برابر نمونه ریخته‌شده در ماسه CO₂ معمولی بود. با افزایش سرعت سرد شدن اندازه‌ی دندریت‌ها از ۱۶۴/۵ به ۴۶/۹ μm کاهش یافت. برای پیش‌بینی جهت‌دار بودن دندریت‌ها، گرادیان دمایی بین دو نقطه از نمونه فرسابی در حین سرد شدن اندازه‌گیری شد. متوسط گرادیان دمایی بین این دو نقطه ۱/۱۲ °C/mm بود. این میزان گرادیان دمایی برای ایجاد ساختار ستونی کافی نبود. در نمونه فرسابی درصد حجمی فاز یوتکتیک و رسوبات کم‌تر شد. در نمونه فرسابی تغییری در شکل حفرات مشاهده نشد؛ اما میزان درصد حجمی و میانگین قطر تخلخل‌ها کاهش یافت. میانگین قطر تخلخل‌ها در نمونه معمولی ۸۲ و در نمونه فرسابی ۴۲ μm بود.

واژه‌های کلیدی: ریخته‌گری فرسابی، آلیاژ AZ81، ریزدانگی، رسوبات، تخلخل.

۱- کارشناس ارشد، فارغ التحصیل دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

۲- استاد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

*- نویسنده‌ی مسئول مقاله: Mohsn.gh@gmail.com

پیشگفتار

امروزه از آلیاژهای منیزیم در مواردی مانند قطعات خودرو، هواپیما، کشتی، قطعات الکترونیکی و کامپیوتر استفاده می‌شود. خواص ویژه منیزیم، سبب شده است تا استفاده از آن و آلیاژهای آن در چند دهه اخیر مورد توجه کشورهای پیشرفته قرار گیرد [۱].

در میان فلزات سازه‌ای، منیزیم بیش‌ترین نسبت استحکام به وزن را دارد. دانسیته جرم منیزیم ۶۳ درصد آلومینیوم و ۲۱ درصد فولاد کم‌کربن است [۱]. این ویژگی، سبب شده است تا سازندگان خودرو تمایل زیادی به جایگزین کردن قطعات فولادی و آلومینیومی خودرو با منیزیم داشته باشند. جایگزین شدن قطعات سنگین با قطعاتی سبک از آلیاژ منیزیم، وزن نهایی خودرو را کاهش خواهد داد. با کم شدن وزن خودروها میزان مصرف سوخت کاهش خواهد یافت. به همین دلیل صنایع خودروسازی در کشورهای پیشرفته با توسعه قطعات منیزیمی در خودرو امیدوارند که خودروهایی با مصرف سوخت بنزین ۳ لیتر به ازای صد کیلومتر و حتی ۱ لیتر به ازای صد کیلومتر تولید کرده و به بازار عرضه کنند [۲].

با توجه به گسترش کاربردهای منیزیم تلاش‌هایی در زمینه بهبود خواص منیزیم انجام شده است. در این راستا، فعالیت‌های زیادی در زمینه ریز کردن اندازه دانه انجام شده است [۳]. روش ریخته‌گری فرسابی، یکی از روش‌هایی است که منجر به ریز شدن اندازه دانه می‌شود. اولین بار در سال ۲۰۰۴ میلادی توسط کمبل و همکاران ثبت اختراع شد [۴]. تاکنون تحقیقاتی در زمینه تأثیر این روش بر روی فولاد و چند آلیاژ آلومینیومی انجام شده است [۵-۶]. روش ریخته‌گری فرسابی، نوعی ریخته‌گری ماسه‌ای محسوب می‌شود. فرایند انجماد متأثر از سرعت سرد شدن است. سرعت سرد شدن توسط انتقال حرارت از قطعه به محیط کنترل می‌شود. برای آنکه مذاب حرارت خود را به محیط بدهد، باید از مقاومت‌های حرارتی بین راه عبور کند. مقاومت‌های حرارتی موجود، پوسته جامد شده قطعه، فاصله گازی^۳ بین قطعه و قالب و خود قالب هستند. در حالی که در ریخته‌گری فرسابی

مقاومت حرارتی ماسه و فاصله گازی با شسته شدن قالب از بین می‌رود.

ماسه استفاده شده در این روش باید قابلیت انحلال مناسبی در آب داشته باشد تا بلافاصله پس از پاشش آب کاملاً شسته شود. در روش ریخته‌گری فرسابی قالب ماسه‌ای چند لحظه پس از انجماد اولین لایه مستحکم، شسته می‌شود. با شسته شدن قالب، انتقال حرارت با سرعت زیاد توسط آب انجام می‌شود [۴].

در این تحقیق تأثیر اعمال روش ریخته‌گری فرسابی بر ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ81 مورد مطالعه قرار گرفته است.

سرعت انجماد بالا تأثیراتی بر روی ریزساختار می‌گذارد. این تغییرات شامل کاهش اندازه بازوهای دندریت ثانویه^۴ SDAS، کاهش فاز یوتکتیک، ریز و پراکنده شدن رسوبات و کاهش تخلخل‌ها است [۷-۱۰].

مواد و روش‌ها

الف) آماده سازی قالب و تجهیزات ریخته‌گری

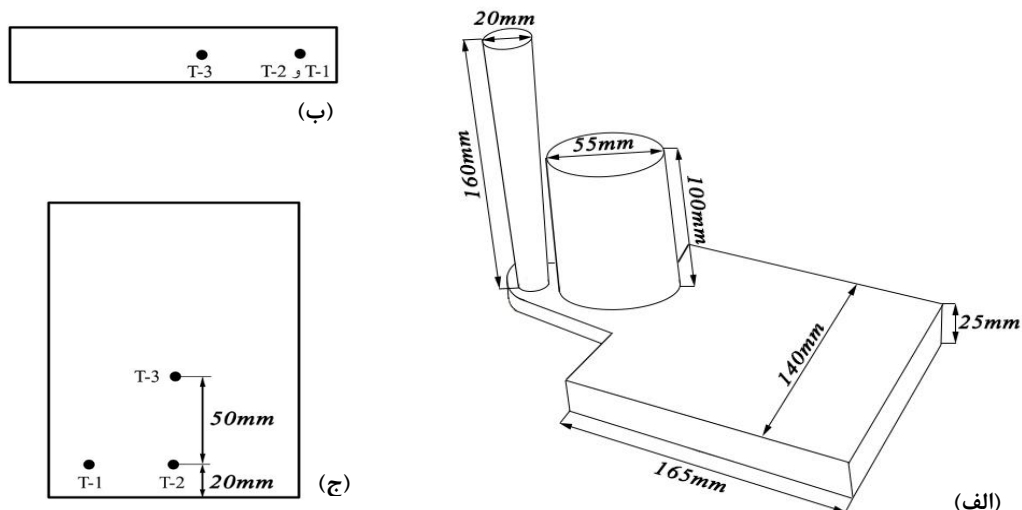
به منظور بررسی تأثیر روش ریخته‌گری فرسابی بر ریزساختار آلیاژ AZ81 قالب‌هایی با استفاده از ماسه سیلیسی با عدد ریزی ۱۹۱ مطابق با استاندارد AFS به همراه چسب سیلیکات سدیم و گوگرد تهیه شد. یک قالب به صورت معمولی (نمونه شاهد) و یک قالب به صورت فرسابی ریخته‌گری شد. پودر گوگرد به منظور جلوگیری از سوختن منیزیم مذاب در حین ریخته‌شدن به قالب افزوده می‌شود. در نمونه تحت پاشش آب علاوه بر گوگرد، سولفات منیزیم جهت سهولت در حل شدن، به مواد قالب افزوده شد. در شکل ۱ (الف) ابعاد مدل مورد استفاده برای قالب‌گیری به صورت تصویری نشان داده شده است.

برای آنالیز حرارتی از ترموکوپل نوع K استفاده شد. ترموکوپل‌ها به یک دستگاه داده‌بردار^۵ متصل شده و از طریق این دستگاه دماها به صورت لحظه به لحظه ثبت و در رایانه ذخیره شد. موقعیت قرار گرفتن نوک ترموکوپل‌ها در شکل ۱ (ب و ج) نشان داده شده است.

4- Secondary Dendrite Arm Spacing

5- Data Logger

3- Gas gap



شکل ۱- (الف) طرح و ابعاد مدل به همراه تغذیه و سیستم راهگامی؛ (ب) محل قرار گرفتن ترموکوپل‌ها از نمای جانبی و (ج) نمای بالا

جدول ۱- ترکیب شمش آلیاژی منیزیم مورد استفاده در این تحقیق

عنصر	آلومینیوم	روی	منگنز	سیلیکون	مس	نیکل	آهن	منیزیم
میزان (درصد وزنی)	۷/۶۸۱	۱/۳۶۶	۰/۰۴۳	۰/۰۳۰	۰/۰۳۹	-	۰/۰۰۱	باقیمانده

گوگرد و فلاکس محافظ بر روی مذاب انجام شد. پس از رسیدن مذاب به دمای 750°C ، بوته از کوره خارج شد.

بوته در محیط نگه داشته شد تا دمای مذاب درون آن به 735°C برسد. به محض رسیدن مذاب به دمای مذکور ذوب‌ریزی انجام شد. پیش از ذوب‌ریزی مقداری گوگرد در سیستم راهگامی و محفظه قالب پاشیده شد تا مذاب در حین ذوب ریزی اکسید نشود.

(ج) پاشیدن آب بر روی قطعه

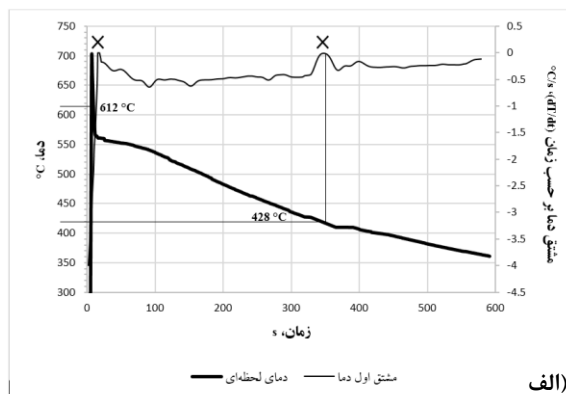
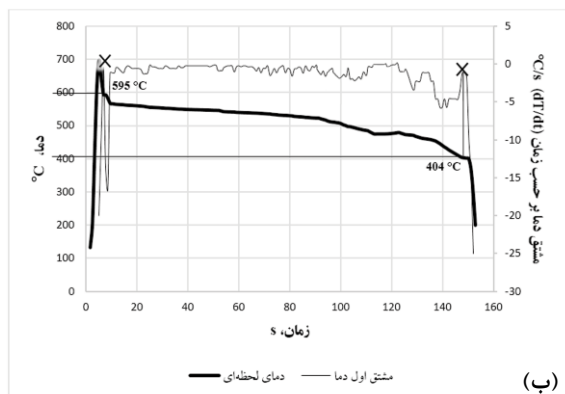
تمامی شرایط ذوب ریزی برای هر دو قطعه یکسان بود. پس از ثبت منحنی سرد شدن نمونه شاهد زمان مناسب جهت پاشیدن آب بر روی نمونه فرسایبی تخمین زده شد. این زمان ۳۰s بود. این زمان، مقدار زمان لازم پس از ذوب ریزی در قالب است که اولین لایه جامد در پوسته خارجی قطعه تشکیل شده باشد. بنابراین قالب نمونه فرسایبی بعد از این مدت تحت اصابت و شسته شدن قرار گرفت. پاشیدن آب تا انجماد کامل قطعه صورت گرفت.

قالب به همراه تجهیزات ثبت دما بر روی یک پایه قرار گرفت تا آب و ماسه شسته‌شده به راحتی از زیر و روی قالب عبور کند. برای شستن قالب یک پاشنده به فاصله یک متر بالاتر از قالب تعبیه و استفاده شد.

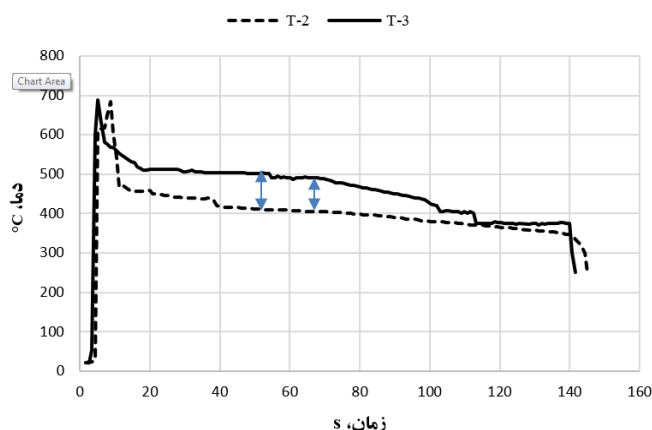
(ب) ذوب و ریخته‌گری

در این پژوهش از شمش پیش‌آلیاژی منیزیم استفاده شد. ترکیب شیمیایی شمش آلیاژی در جدول ۱ آمده است.

ابتدا کوره‌ی المانی روی دمای 780°C تنظیم شد و بوته فولادی در داخل آن قرار گرفت. پس از گرم شدن کوره، به میزان ۲kg از شمش آلیاژی در داخل بوته قرار داده شد. حدود یک درصد وزنی از فلاکس مخلوط Magrex و گوگرد بر روی شمش پاشیده شد. محافظت در داخل کوره توسط اتمسفر SO_2 حاصل از سوختن



شکل ۲- نمودار منحنی سرد شدن به همراه مشتق اول دما نسبت به زمان برای (الف) نمونه‌ی معمولی و (ب) نمونه‌ی فرسای



شکل ۳- منحنی سرد شدن در دو نقطه‌ی T-3 و T-2 برای نشان دادن گرادیان دمایی در نمونه‌ی فرسای

و با استفاده از نرم افزار تحلیل تصویر Clemex Vision بامیزان خطای ۱٪ انجام شد.

نتایج و بحث

الف) منحنی سرد شدن

نتایج حاصل از دماسنجی نقطه T-1 به شکل نمودار دماهای لحظه‌ای بر حسب زمان رسم شده است. در شکل ۲ نمودارهای سرد شدن دو نمونه معمولی و فرسای همراه با نمودار مشتق اول دما نسبت به زمان آمده است. سرعت سرد شدن در ناحیه‌ی خمیری برای نمونه فرسای ۱/۲۷ و برای نمونه معمولی ۰/۵۲ °C/sec است. سرعت سرد شدن نمونه فرسای ۲/۴۲ برابر نمونه معمولی است.

برای محاسبه گرادیان دمایی ایجاد شده در نمونه ریخته شده به روش فرسای نمودارهای سرد شدن نقاط T-3 و T-2 در یک مختصات رسم شده است (شکل ۳). پیکان‌ها نقاط هم زمان را نشان می‌دهند. با بررسی این نقاط گرادیان دمایی بین آن‌ها به دست می‌آید. با

د) تهیه‌ی نمونه‌های متالوگرافی

پس از ریخته‌گری، از قطعات اصلی نمونه‌هایی جهت بررسی متالوگرافی برش داده شد. جهت جلوگیری از ایجاد مشکلاتی که در دمای بالا برای منیزیم ایجاد می‌شود؛ شستن نمونه با آب در حین مقطع زدن لازم است. پس از برش نمونه‌ها، سطحی به ضخامت حداقل ۱ میلی‌متر از روی آن‌ها ساییده شد تا اثرات ناشی از تغییر شکل سرد در حین برش زدن، از سطح نمونه از بین برود.

نمونه‌های متالوگرافی با استفاده از روش‌های استاندارد تهیه نمونه شامل پوساب زنی، پرداخت کاری و حک شیمیایی مطابق با استاندارد ASM انجام شد. محلول حک شیمیایی محلول اسیتیک-پیکرال (حاوی ۱۰ ml استیک اسید، ۴/۲ g پیکریک اسید، ۱۰ ml آب و ۷۰ ml اتانول (۹۵٪) بود [۱۱].

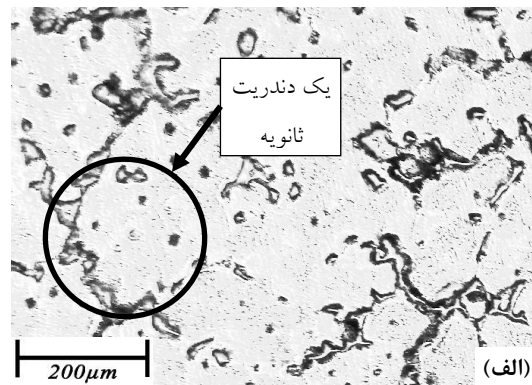
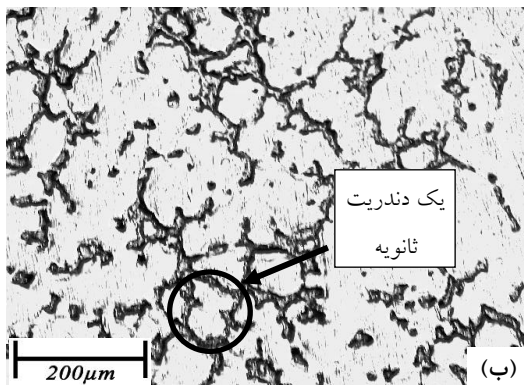
محاسبه میزان درصد فازها براساس استاندارد ASTM E1245 و میزان درصد تخلخل‌ها براساس ASTM

در این پژوهش نمونه‌ها مورد بررسی خطی قرار گرفته و اندازه SDAS آن‌ها در ۱۰ نقطه اندازه‌گیری شد. میانگین SDAS و انحراف از معیار مطلق آن‌ها در این نقاط به دست آمده و در جدول ۲ **Error! Reference source not found.** نشان داده شده است. نتایج به دست آمده در این پژوهش نشان می‌دهد که با اعمال ریخته‌گری فرسابی بر روی آلیاژ منیزیم اندازه SDAS کاهش پیدا کرده است. اندازه SDAS میانگین در حالت ریخته‌گری معمولی ۱۶۴/۵ و در نمونه فرسابی $46/9 \mu\text{m}$ است. اگرچه سرعت سرد شدن در یک بازه طولانی از سرعت‌ها تأثیری در شکل دندریت‌ها ندارد؛ اما می‌تواند علت اصلی ریزش دندریت‌ها باشد [۱۴].

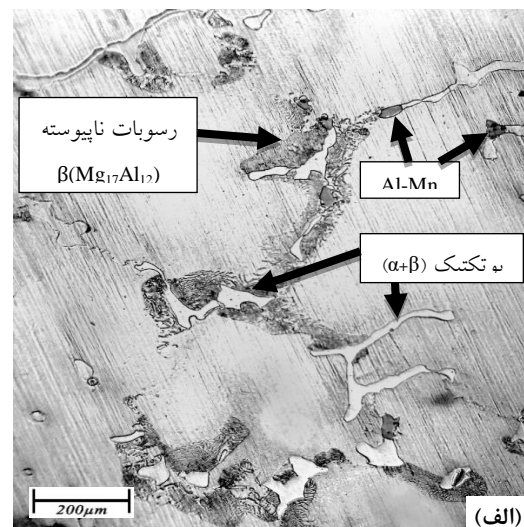
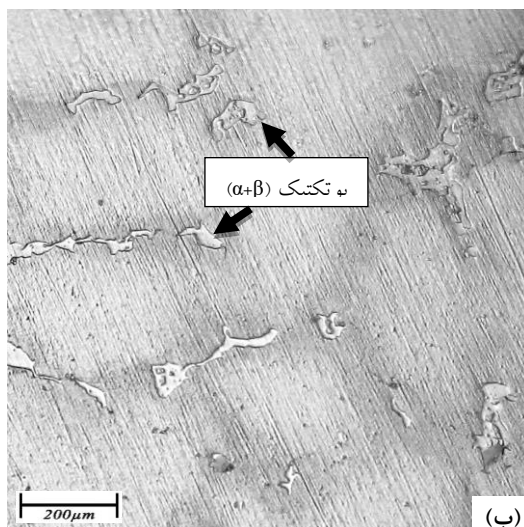
محاسبه اختلاف دمای نقطه به نقطه، متوسط گرادیان دمایی در این دو نقطه $1/12^\circ\text{C}/\text{mm}$ به دست آمد. پترسن و همکاران ایجاد گرادیان حرارتی بین $1/5$ تا $3^\circ\text{C}/\text{mm}$ را برای ایجاد ساختار جهت‌دار در آلیاژ مشابه لازم دانسته‌اند [۱۲]. در این تحقیق چنین گرادیانی ایجاد نشد؛ بنابراین مشاهده دندریت‌های جهت‌دار دور از انتظار بوده و دندریت‌ها به شکل هم محور رشد کردند (شکل ۴ الف و ب)).

ب) بررسی ریزساختار

شکل ۴ (الف و ب) با استفاده از میکروسکوپ نوری به دست آمده‌اند. این تصاویر به ترتیب نمونه ریخته‌گری شده به روش معمولی و روش فرسابی را نشان می‌دهند. در این تصاویر اندازه دندریت‌ها قابل مقایسه است. در بزرگنمایی‌های بزرگ‌تر جزئیات بیشتری از ساختار دیده می‌شود (شکل ۵۵).



شکل ۴- نمونه‌ی ریخته شده (الف) به روش معمولی و (ب) با بزرگنمایی ۱۰۰ برابر



شکل ۵- تصویر رسوبات تشکیل شده در نمونه‌ی ریخته شده به روش معمولی (الف) و روش فرسابی (ب) با بزرگنمایی ۴۰۰

برابر

جدول ۲- مقایسه‌ی فواصل بازوهای دندریتی ثانویه، اندازه و درصد تخلخل‌های سطحی در دو نمونه معمولی و فرسای

فواصل بازوهای دندریتی ثانویه				
میانگین (μm)SDAS	بیشینه (μm)SDAS	کمینه (μm)SDAS	واریانس	
۱۶۴/۵	۲۰۰/۰	۱۲۰/۰	۳۲/۳	نمونه‌ی معمولی
۴۶/۹	۶۶/۰	۳۳/۰	۶/۹	نمونه‌ی فرسای
اندازه و درصد تخلخل‌های سطحی				
قطر میانگین (μm)	قطر بیشینه (μm)	قطر کمینه (μm)	واریانس	درصد تخلخل سطح (%)
۸۲	۳۵۷	۸	۴۶	۱/۸
۴۲	۱۰۵	۱	۱۸	۰/۶

میزان فاز یوتکتیک و رسوبات کاهش پیدا کرده است. اندازه و شکل فاز α -Mg بر شکل فاز یوتکتیک تأثیر گذار است. سرعت سرد شدن با کنترل کردن اندازه دانه، علت اصلی تغییر اندازه و شکل ذرات فاز یوتکتیک است [۱۸]. اولین و مهم‌ترین عامل تأثیر گذار بر ریزشیدن فاز یوتکتیک، کسر حجمی بالای دندریتهای اولیه است که در سرعت سرد شدن بالا اتفاق می‌افتد. سرعت سرد شدن بالا و در نتیجه حجم بالای دندریتهای منجمد شده، رشد و جوانه‌زنی فاز یوتکتیک را بین نواحی کوچک بین دندریتهای محدود می‌کند. با کوچک‌تر شدن فضای بین دندریتهای در سرعت انجماد بالاتر، مقدار مذاب حبس شده در داخل آن کم‌تر می‌شود. مذاب کم‌تر در فضای بین دندریتی کوچک به مادون انجماد کمتری جهت جوانه‌زنی و رشد نیاز دارد. بنابراین فازهای بین فلزی به طور کامل یا جزئی جدا شده، تشکیل می‌شوند. علاوه بر این با افزایش تعداد مناطق حبس شده توسط دندریتهای اولیه، جوانه‌زنی فازهای بین فلزی در هر کدام از این مناطق با احتمال زیاد به شکل کاملاً جدا از هم اتفاق می‌افتد [۱۹].

به طور کلی سرعت سرد شدن بالا دندریتهای با شاخه‌های زیادتری ایجاد کرده و این امر، باعث ایجاد مناطق حبس کننده مذاب کوچک‌تر است. از طرفی سرعت سرد شدن بالا مادون انجماد متوسط جوانه‌زنی فاز بین فلزی بیشتری را موجب می‌شود. به این دو دلیل در سرعت انجمادهای بالا، فاز یوتکتیک تشکیل شده غالباً ناپیوسته است. اگرچه در سرعت انجمادهای بالاتر، انتظار

واریانس اندازه SDASها در روش ریخته‌گری فرسای نسبت به روش معمولی کاهش پیدا کرده است و این بدان معناست که با افزایش سرعت سرد شدن توزیع اندازه دندریتهای ثانویه یکنواخت‌تر شده است. این نتایج با نتایج به دست آمده توسط امران خان و همکاران مطابقت دارد [۱۵].

در ریزساختار آلیاژ مورد مطالعه دو نوع رسوب β (Mg₁₇Al₁₂) و Al-Mn قابل مشاهده است. فاز β (Mg₁₇Al₁₂) با دو شکل متفاوت ظاهر می‌شود. β (Mg₁₇Al₁₂) در حالت اول با فاز α -Mg به شکل یوتکتیک منجمد شده و در حالت دیگر به شکل ناپیوسته در میان دندریتهای قابل مشاهده است.

شکل ۵ تصویر نمونه ریخته شده به روش معمولی و فرسای را نشان می‌دهد. در این بزرگنمایی رسوبات و فاز یوتکتیک به خوبی قابل تشخیص است. در نمونه تحت فرایند فرسای فاز یوتکتیک پیوسته ($\alpha+\beta$) به تنهایی مشاهده می‌شود در حالی که در نمونه معمولی علاوه بر فاز یوتکتیک پیوسته فاز ثانویه ناپیوسته β (Mg₁₇Al₁₂) در اطراف آن نیز مشاهده می‌شود.

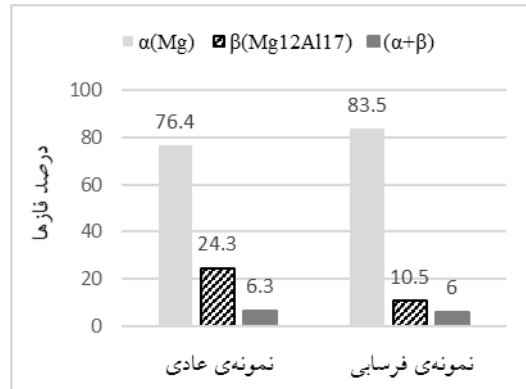
رسوبات یوتکتیک ($\alpha+\beta$) عموماً روی مرزخانه‌ها تشکیل شده است [۱۶-۱۷]. البته این فاز در زمینه α نیز دیده می‌شود [۱۶].

شکل ۶ که از تحلیل تصویر توسط نرم‌افزار تهیه شده است، نشان می‌دهد که در روش ریخته‌گری فرسای

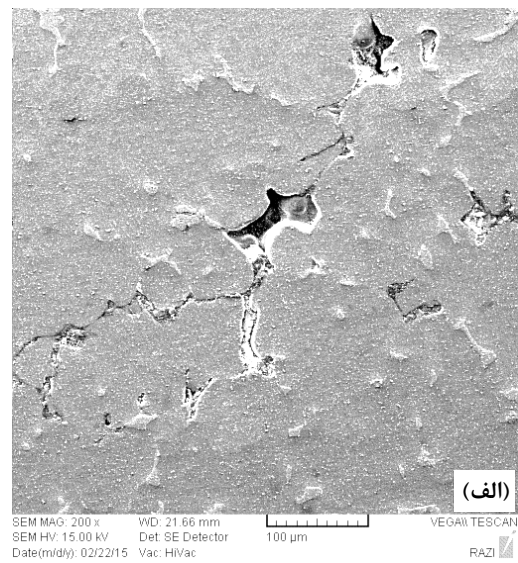
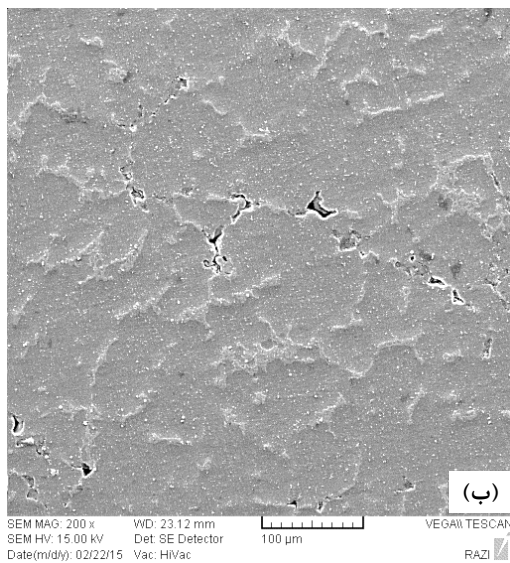
می‌رود که پدیده مغزه دار شدن^۱ در طی رشد دندریتها بیش‌تر شده و در نتیجه کسر حجمی فاز یوتکتیک افزایش یابد؛ اما در بیش‌تر موارد مشاهده شده است که مکانیزم غالب همان مکانیزم شرح داده شده اول است. در واقع شکل و مقدار فاز یوتکتیک به شکل دندریتهای فاز اولیه حساسیت بیشتری دارد [۱۹].

شکل ۷ (الف و ب) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از تخلخل‌های تشکیل شده در نمونه‌ها است. این تخلخل‌ها در بین دندریتها و در محلی که دو یا چند دندریت خاتمه می‌یابند حبس شده‌اند. این نوع تخلخل‌ها که بسیار ریز بوده و تنها با میکروسکوپ قابل مشاهده هستند ریزحفرات انقباضی (Microshrinkage) یا ریزتخلخل (Microporosity) نامیده می‌شوند [۱۹].

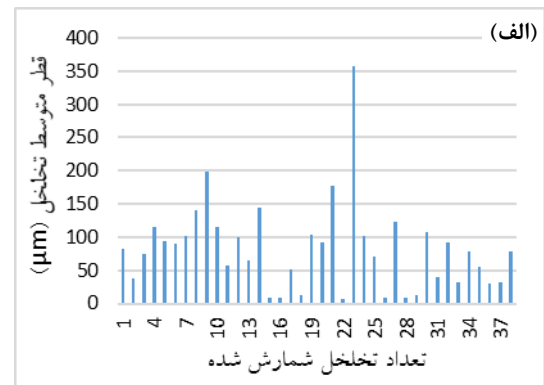
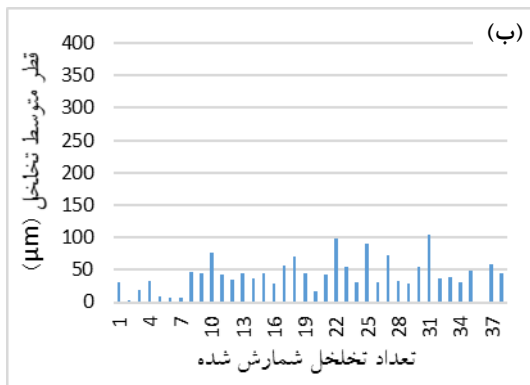
برای اندازه‌گیری تخلخل و توزیع اندازه حفرات از تحلیل تصاویر میکروسکوپ نوری توسط نرم افزار تحلیل تصویر Clemex Vision استفاده شد (شکل ۸). جدول ۲ **Error! Reference source not found.** نشان دهنده مقایسه میزان تخلخل و میانگین اندازه تخلخل‌ها در هر نمونه است. با این روش درصد تخلخل در نمونه معمولی ۱/۸٪ و در نمونه فرسابی ۰/۶٪ به دست آمد. میانگین قطر حفرات در نمونه فرسابی کاهش پیدا کرده است. مقادیر بیشینه و کمینه قطر متوسط حفرات نیز در نمونه فرسابی کاهش پیدا کرده است. واریانس داده‌ها در حالت فرسابی کوچک‌تر است و این بدان معنا است که حفرات در ریزساختار نمونه فرسابی توزیع اندازه یکسان‌تری دارند. روش مذکور برای به دست آوردن درصد درشت-تخلخل‌های موجود در نمونه مفید است.



شکل ۶- نمودار مقایسه‌ی درصد فازها در دو نمونه ریخته‌گری شده به روش معمولی و فرسابی با نرم‌افزار Clemex



شکل ۷- شکل و اندازه ریزحفرات انقباضی (الف) در نمونه معمولی و (ب) در نمونه فرسابی



شکل ۸- تعداد، اندازه و نحوه توزیع تخلخل (الف) در نمونه معمولی و (ب) در نمونه فرسابی

$$\rho_{\text{Alloy}} = \frac{\rho_{\text{Mg}} \times \text{wt. \%Mg} + \rho_{\text{Al}} \times \text{wt. \%Al} + \rho_{\text{Zn}} \times \text{wt. \%Zn}}{100} \quad (1)$$

با استفاده از درصد‌های وزنی ثبت شده در **Error!** **Reference source not found.** دانسیته جرم

برای محاسبه دقیق‌تر میزان تخلخل از روش اندازه‌گیری دانسیته جرم تجربی استفاده شد. برای این کار با استفاده از **Error!** **Reference source not found.** دانسیته جرم تئوری آلیاژ مورد نظر، به دست آمد.

تنوری آلیاژ $1/886 \text{ g/cm}^3$ به دست آمد.

می‌شوند. علت دیگری که می‌تواند باعث بروز این عیب شود، حبس شدن گاز در این نواحی است [۲۰]. با توجه به داده‌ها به این دلیل که فضای بین دندریتها در روش فرسایبی کوچک‌تر شده، حفرات نیز کوچک‌تر شده‌اند.

برای اندازه‌گیری دانسیته جرم تجربی ابتدا تکه‌های از هر دو نمونه برش زده شد. هر کدام از تکه‌ها به طور جداگانه توسط ترازوی دیجیتال با دقت $0/0001$ توزین شد. برای اندازه‌گیری حجم قطعات از لوله‌های مدرج شیشه‌ای استوانه‌ای شکل به حجم کل 10 CC و با دقت $0/1 \text{ CC}$ استفاده شد. حجم مشخصی از آب در داخل استوانه ریخته شد. سپس هر کدام از تکه‌ها به صورت جداگانه در داخل استوانه‌ها قرار گرفت. اختلاف حجم نشان داده شده در سطح مایع درون استوانه حجم تجربی تکه را نشان می‌دهد. سپس با تقسیم جرم بر حجم اندازه‌گیری شده، دانسیته جرم تجربی دو نمونه محاسبه شد. این پارامتر برای نمونه معمولی $1/756$ و برای نمونه فرسایبی $1/870 \text{ g/cm}^3$ بود.

سپس درصد تخلخل نمونه‌ها با استفاده از دانسیته جرم‌های اندازه‌گیری شده، از **Error! Reference source not found.** محاسبه شد.

$$\text{درصدتخلخل} = \frac{\rho_{\text{Alloy}} - \rho_{\text{Exper.}}}{\rho_{\text{Alloy}}} \times 100 \quad (2)$$

در **Error! Reference source not found.** $\rho_{\text{Exper.}}$ نشان‌دهنده دانسیته جرم تجربی است. درصد تخلخل به دست آمده به این روش برای دو نمونه ریخته شده به روش معمولی و فرسایبی به ترتیب $6/8$ و $0/8$ بود. در این روش اختلاف میزان تخلخل بسیار بیش‌تر از روش تحلیل تصویر نمایان شد.

علت اصلی تشکیل این عیوب در قطعه عدم مذاب رسانی مناسب است. در این حالت دندریتها رشد کرده و در یک نقطه به هم می‌رسند. در بین آن‌ها به علت انقباض موضعی حجم مذاب در آن ناحیه کم شده و دندریتها با فضای خالی از مذاب مواجه شده و متوقف

نتیجه‌گیری

روش جدید ریخته‌گری فرسایبی بر روی آلیاژ منیزیم AZ81 اعمال شد. ریزساختار مورد مطالعه قرار گرفت. این روش برای ریخته‌گری آلیاژ AZ81 مناسب بود و نتایج زیر حاصل شد:

۱- اندازه SDAS میانگین کاهش یافته و ریزساختار ظریف‌تری نسبت به ریخته‌گری در ماسه معمولی حاصل شد.

۲- به دلیل سرعت سرد شدن بالاتر، فضای بین دندریت-ها کوچک‌تر شده و محدودیت مکانی برای جوانه‌زنی و رشد فاز یوتکتیک ($\alpha+\beta$) ایجاد می‌شود. بنابراین، میزان و اندازه فاز یوتکتیک ($\alpha+\beta$) کاهش پیدا کرده و به صورت پراکنده‌تر در زمینه ظاهر شدند.

۳- میزان رسوبات فاز $\beta(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ در نمونه ریخته شده به روش فرسایبی کاهش پیدا کردند.

۴- شکل تخلخل‌ها تغییری نکرد؛ اما اندازه آن‌ها کوچک‌تر شد. به علت کوچک‌تر شدن فضای حبس شده بین دندریتها درصد حجمی آن‌ها کاهش یافت. همچنین توزیع اندازه تخلخل‌ها یکنواخت‌تر شده و بیشینه آن‌ها در نمونه فرسایبی کاهش یافت.

سپاسگزاری

نویسندگان این مقاله مراتب سپاسگزاری خود را از دکتر حسین عربی به خاطر راهنمایی‌های مشفقانه و مهندس عزیز شیخ علیزاده و محمد تقی‌پوریان به دلیل همکاری در اجرای آزمایشات اعلام می‌دارند.

References:

1-M. Sahoo, Technology for Magnesium Castings : design, products & applications, 1st ed., pp. 1-9, American Foundry Society, Schaumburg, 2011.

Technology, p. 18, Wiley-VCH, Geesthacht, 2003.

۳- ن. بیات ترک و همکاران، "بررسی قابلیت تغییر شکل منیزیم خالص و آلیاژ AZ91، در دمای پایین با کاربرد

2-K. U. Kainer, Magnesium Alloys and

فرآیند اکستروژن برشی ساده"، مجله مواد نوین، دوره‌ی ۱، شماره‌ی ۲، ص ۴۱-۴۸، زمستان ۱۳۸۹.

4-J. R. Grassi, J. Campbell and G. Kuhlman, "Mold-Removal Casting Method And Apparatus", Google Patents, WO 2004/004948 A2, 2004.

5-M. Alderman, M. V. Manuel, N. Hort and N. R. Neelameggham, Magnesium Technology 2014, p. 5, Wiley & Sons, New Jersey, 2014.

6-J. W. Zindel, "Ablation Casting Evaluation for High Volume Structural Castings", p. 3, USAMP, 2012.

7-T. J. Williams, D. Galles, and C. Beckermann, "Translating Water Spray Cooling of a Steel Bar Sand Casting", 67th SFSA Technical and Operating Conference, Iowa, pp. 1-10, 2013.

8-J. Grassi, J. Campbell, M. Hartlieb and F. Major, "The Ablation Casting Process", Materials Science Forum, Vol. 618-619, pp. 591-594, 2009.

9-J. Campbell, Complete Casting Handbook, 2nd ed., p. 1018, Elsevier, Waltham, 2011.

10-A. A. Lou, "Magnesium casting technology for structural applications", Journal of Magnesium and Alloys, Vol. 1, 1, pp. 2-22, 2013.

11-W. Baldwin, "Metallography and Microstructures of Magnesium and Its Alloys", ASM Metals Handbook, Vol. 9, pp. 1943-1986, 2004.

12-K. Pettersen, O. Lohne, and N. Ryum, "Dendritic solidification of magnesium alloy AZ91" Metallurgical Transactions A, Vol. 21 A, pp. 221-230, 1990.

13-P. Sharifi, "Property Relationships of Magnesium Alloys", ph. D. Thesis University of Western Ontario, Ontario, 2012.

14-M. Ferry, Direct strip casting of metals and alloys, 1st ed., p. 90, CRC Press, Boca Raton, 2006.

15-Md. Imran Khan, A. O. Mostafa, M. Aljarrah, E. Essadiqi, and Mamoun Medraj, "Influence of Cooling Rate on Microsegregation Behavior of Magnesium Alloys", Journal of Materials, pp. 1-18, 2014.

16- K.N. Braszczyńska-Malik, "Precipitates of γ -Mg₁₇Al₁₂ Phase in AZ91 Alloy", Magnesium Alloys - Design, Processing and Properties, pp. 95-112, 2002.

17-O. Sabokpa, A. Zarei-Hanzaki and H. R. Abedi, "An investigation into the hot ductility behavior of AZ81 magnesium alloy", Materials Science and Engineering A, Vol. 550, pp. 31-38, 2012.

18-M. Nazmul Khan, "Solidification study of commercial magnesium alloys" MSc Thesis Concordia University, Montreal, 2009.

19-D. H. StJohn, A. K. Dahle, T. Abbott, M. D. Nave, and Ma Qian, "Solidification of Cast Magnesium Alloys", Magnesium Technology 2003, 2003.

20-J. B. Duval, Foundry Manual, 1st ed., p. 2, Bureau for Shipbuilding and Fleet, Washington, 1958.