



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

اثر متغیرهای ریخته‌گری کوبشی بر مشخصه‌های ریزساختاری کامپوزیت زاماک ۵ تقویت‌شده با پیش‌ماده آلومینایی

فهیمه نوروزی^۱، سید جمال حسینی‌پور^۲، مجید عباسی^{۳*}

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و صنایع دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل

۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد و صنایع دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و صنایع دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۱۱-۳۵۵۰۱۸۰۶، Email: abbasim@nit.ac.ir

دریافت: ۱۴۰۱/۰۵/۰۱

پذیرش: ۱۴۰۲/۰۴/۰۴

چکیده:

در این مقاله، اثر دمای بارریزی و فشار کوبش بر ریزساختار ریختگی کامپوزیت زمینه فلزی از آلیاژ زاماک ۵ تقویت‌شده با پیش‌ماده آلومینایی مورد ارزیابی قرار گرفت. به این منظور، عملیات ریخته‌گری کوبشی در سه دمای بارریزی ۴۵۰، ۵۰۰ و ۵۵۰ درجه سلسیوس و در سه فشار کوبش ۱۵، ۲۵ و ۳۵ مگاپاسکال با استفاده از یک پرس هیدرولیک با ظرفیت ۲۰ تن و قالب فلزی با محفظه‌ای به شکل استوانه‌ای به قطر ۳۰ میلی‌متر و ارتفاع ۶۰ میلی‌متر انجام شد. سپس ریزساختار انجام‌یافته، عیوب ریختگی و سختی کامپوزیت‌های ساخته شده، ارزیابی شد. ارزیابی ریزساختار توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی مجهز به پردازشگرهای عنصری و تصویری انجام شد. همچنین سختی سنجی به روش برینل انجام شد. نتایج نشان داد که مشخصه‌های ریزساختاری زمینه از جمله فاصله بین بازوهای دندریتی و میزان سل یوتکتیک با افزایش فشار کوبش و دمای بارریزی کمتر می‌شود. تأثیر فشار کوبش تا ۲۵ مگاپاسکال بسیار بیشتر از دمای بارریزی است. همچنین مشاهده شده است که با افزایش فشار کوبش و دمای بارریزی، اتصال مناسبی بین فلز زمینه و پیش‌ماده ایجاد می‌شود و منافذ پیش‌ماده به درستی پر می‌شود. بر اساس تحلیل‌های ریزساختاری و ارزیابی سختی، حداقل فشار کوبش ۲۵MPa و دمای بارریزی بیش از ۵۰۰ درجه سلسیوس شرایط مناسبی برای ساخت کامپوزیت فراهم می‌نماید.

واژه‌های کلیدی:

ریخته‌گری کوبشی، کامپوزیت زمینه فلزی، زاماک ۵، پیش‌ماده، دمای بارریزی، فشار کوبش.

ارجاع به این مقاله:

فهیمه نوروزی، سید جمال حسینی‌پور، مجید عباسی، اثر متغیرهای ریخته‌گری کوبشی بر مشخصه‌های ریزساختاری کامپوزیت زاماک ۵ تقویت‌شده با پیش‌ماده آلومینایی، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، زمستان ۱۴۰۱، جلد ۶، شماره ۳، صفحات ۲۰۳-۲۱۲.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2023.352461.1160

۱- مقدمه

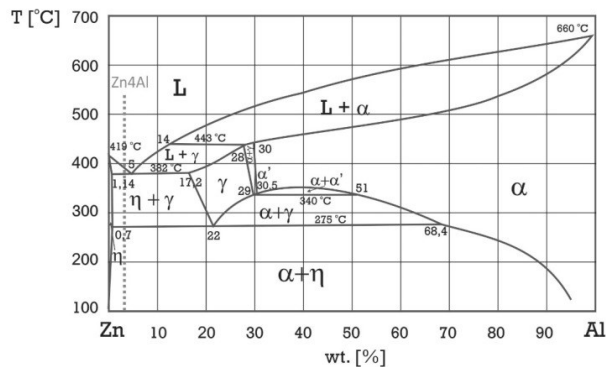
دامنه وسیع بین دمای خط جامد و مایع موجب بروز تخلخل‌های انقباضی در حین انجماد می‌گردد، بنابراین کیفیت قطعات ریخته‌گری به‌طور جدی تحت تأثیر عیب مذکور است [۲]. آلیاژهای روی-آلومینیم از جمله آلیاژهای فلزی پرکاربرد هستند [۳، ۴].

در دهه ۱۹۲۰، برای پاسخ‌گویی به تقاضای آلیاژهای ریخته‌گری تحت فشار مجموعه جدیدی از آلیاژها تحت عنوان زاماک ساخته شدند [۵، ۶]. از پرکاربردترین آلیاژهای زاماک می‌توان به آلیاژهای

روی بعد از آهن، آلومینیم و مس چهارمین فلز فراوان در پوسته زمین است [۱]. در سال‌های اخیر توجه بیشتری به ساخت قطعات و کامپوزیت‌های بر پایه آلیاژهای ریختگی روی شده است [۲]. آلیاژهای این فلز دارای استحکام و سختی بالا، مقاومت خوب در برابر سایش، هدایت حرارتی عالی، ضریب اصطکاک کم به دلیل ضریب انتقال حرارت پایین در حین سایش و همچنین قابلیت فرایندی مناسبی برای انواع روش‌های ریخته‌گری است.

زاماک شماره‌های ۲، ۳، ۵ و ۷ اشاره نمود [۷]. این دسته از آلیاژهای روی دارای ۴ درصد وزنی آلومینیم و منیزیم و مس است [۸]. افزودن آلومینیم موجب ریزدانه‌گی دانه‌ها و بهبود خواص مکانیکی می‌گردد [۹] و قابلیت ریخته‌گری را تا حد قابل توجهی بهبود می‌بخشد [۵]. مطابق نمودار فازی Al-Zn (شکل ۱)، ریزساختار آن‌ها از محلول جامد دندریتی η -Zn(Al) و سل یوتکتیک ($\gamma+\eta$) تشکیل شده است که فاز γ می‌تواند در اثر استحاله یوتکتوئیدی به سل ($\alpha+\eta$) تبدیل شود [۱۰]. آلیاژهای زاماک به‌طور گسترده‌ای در قطعات کوچک و صفحه یا تاقان خودروها استفاده می‌شوند. این مواد در بسیاری از تولیدات قطعات صنعتی مانند پمپ‌های سوخت، کاربراتورها، شبکه‌های رادیویی، رادیاتور خودرو، تجهیزات نظامی، دستگاه‌های الکترونیکی، ماشین‌های اداری، سخت‌افزار، صنعت مبلمان و صنعت خودرو استفاده می‌شوند. اخیراً کامپوزیت‌سازی این آلیاژها با فاز تقویت‌کننده‌ی مناسب نظیر مس و سرامیک، جهت بهبود خواص الکتریکی، استحکام و سایشی آلیاژهای زاماک فرصت‌های نوآورانه مناسبی را به همراه آورده است [۵، ۱۱].

مواد کامپوزیتی، مخلوطی از دو یا چند ماده در یکدیگر هستند و خواصی شامل تلفیقی از دو ماده دارند. کامپوزیت زمینه فلزی مخلوطی از فلز خالص یا آلیاژی با سایر فلزات، غیرفلزات و یا ترکیبات آلی تقویت می‌شوند. این کامپوزیت‌ها با قرار دادن تقویت‌کننده‌ها داخل زمینه فلزی تولید می‌شوند [۱۲]. ترکیبی از خواص فاز زمینه، تقویت‌کننده و فصل مشترک این دو، خواص کامپوزیت زمینه فلزی را مشخص می‌کند [۱۳]. اتصال فصل مشترک در مواد کامپوزیتی یک مسئله جدی در هنگام ساخت مواد کامپوزیتی است که علاوه بر ماهیت مواد، به روش ساخت کامپوزیت وابسته است [۱۴].



شکل ۱- نمودار فازی Al-Zn [۱۰].

۲- مواد و روش تحقیق

برای ساخت کامپوزیت از آلیاژ زاماک ۵ به عنوان فاز زمینه با ترکیب شیمیایی مطابق جدول (۱) و از پیش‌ماده سرامیکی آلومینایی به عنوان فاز تقویت‌کننده سه‌بعدی با مقدار ۸۵ درصد تخلخل مطابق شکل (۲) استفاده شد.

برای ساخت قالب ریخته‌گری کوبشی از فولاد ابزار گرم کار H13 با محفظه استوانه‌ای به قطر ۳۰ میلی‌متر و ارتفاع ۶۰ میلی‌متر استفاده شد (مطابق شکل (۳)). برای هر بار ریخته‌گری قبل از بارریزی، پیش‌ماده در داخل قالب قرار داده شده و سپس مجموعه قالب و پیش‌ماده تا دمای 300°C با المنت پیش‌گرم شد. از گرافیت کلونیدی به‌منظور روان‌کاری قالب و از یک دستگاه پرس هیدرولیک با ظرفیت اسمی ۲۰ تن برای اعمال کوبش استفاده شد.

شمش‌ها در داخل بوتله گرافیتی یک کیلوگرمی و به وسیله کوره مقاومتی ذوب شدند. برای جلوگیری از کاهش بیش از حد دما، بوتله بعد از عملیات سرباره‌گیری به داخل کوره انتقال یافت تا هم‌دما شود. عملیات ذوب‌ریزی آلیاژ زاماک ۵، در سه دمای 450°C ، 500°C و 550°C درجه سلسیوس به‌طور مجزا انجام گرفت.

ریخته‌گری از مقرون به‌صرفه‌ترین روش‌ها برای تبدیل آسان مواد خام به اجزای قابل استفاده به ویژه برای ساخت کامپوزیت‌های زمینه فلزی است. با این حال، یکی از اشکالات عمده برای روش‌های ریخته‌گری معمولی، ایجاد عیوب مانند تخلخل است. بنابراین، روش‌های ریخته‌گری جدید برای جبران این کاستی‌ها ایجاد شده است. در میان تمام این روش‌ها، ریخته‌گری کوبشی و ریخته‌گری هم‌زنی دارای قابلیت مناسب برای تولید محصولات با کیفیت سطح خوب، تخلخل کم و خواص مکانیکی مناسب است [۱۵-۲۰]. فرایند ریخته‌گری کوبشی تخلخل را کاهش می‌دهد و با اصلاح ریزساختار، موجب افزایش استحکام فشاری، مقاومت به سایش و سختی می‌شود [۱۷، ۱۹، ۲۰].

تقویت‌کننده‌ها می‌توانند به‌صورت پیش‌ماده‌های سه‌بعدی باشند [۱۱]. در پیش‌ماده‌های یکپارچه‌ی سه‌بعدی، الیاف به‌طور کلی در

تقویت‌کننده‌ها می‌توانند به‌صورت پیش‌ماده‌های سه‌بعدی باشند [۱۱]. در پیش‌ماده‌های یکپارچه‌ی سه‌بعدی، الیاف به‌طور کلی در

[۱۱]. در پیش‌ماده‌های یکپارچه‌ی سه‌بعدی، الیاف به‌طور کلی در

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ زاماک ۵ استفاده شده در این تحقیق (برحسب درصد وزنی).

روی	آلومینیم	مس	آهن	کادمیم	منیزیم	نیکل	منگنز	سرب
باقیمانده	۴/۴۷	۰/۶۱	۰/۰۰۷	۰/۰۰۴	۰/۰۱۸	۰/۰۰۹	۰/۰۰۳	۰/۰۳

جدول ۲- طراحی آزمایش‌ها و مقدار متغیرهای فشار کوبش و دمای بارریزی مذاب در هر آزمایش.

کد آزمون	متغیر آزمون	PT11	PT12	PT13	PT21	PT22	PT23	PT31	PT32	PT33
		فشار کوبش، P (MPa)	۱۵	۱۵	۱۵	۲۵	۲۵	۲۵	۲۵	۳۵
دمای بارریزی مذاب، T (°C)		۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰

برای ریخته‌گری کوبشی، فشارهای ۱۵، ۲۵ و ۳۵ مگاپاسکال و به مدت ۶۰ ثانیه روی نمونه اعمال شد. از آنجایی که دو متغیر فشار کوبش (P) و دمای بارریزی مذاب (T) با سه سطح مختلف بررسی می‌شود، طراحی آزمایش این آزمون و کدگذاری نمونه‌ها طبق جدول (۲) انتخاب شده است. شایان توجه است که با توجه به قابلیت دستگاه، سرعت حرکت فک دستگاه با افزایش میزان فشار بیشتر می‌شود و این مسئله سبب اختلاف حدود ۵ ثانیه در شروع کوبش بعد از بارریزی بین فشار ۱۵ و ۳۵ مگاپاسکال می‌شود.

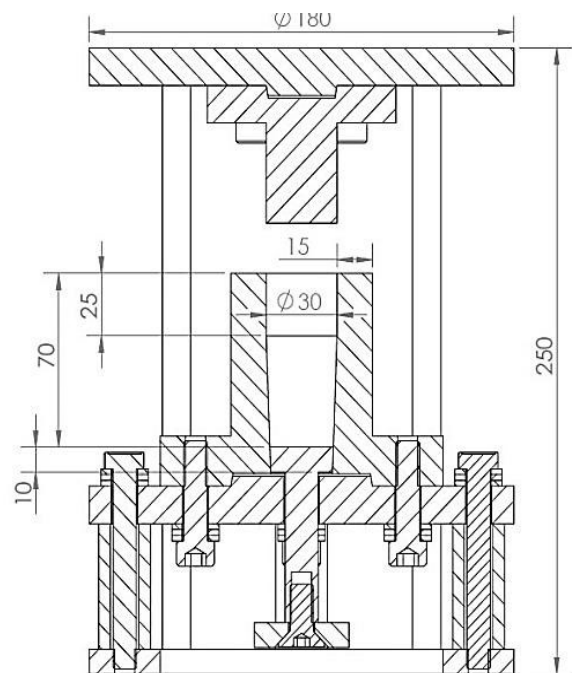
برای بررسی ریزساختاری و متالوگرافی، نمونه‌ها در مقطع عرضی برش داده شد و تمامی نمونه‌ها بعد از آماده‌سازی و پولیش با محلول نایتال ۲ درصد، حکاکی شدند. آزمون سختی‌سنجی به روش برینل با نیروی ۶۲/۵ کیلوگرم و با گلوله به قطر ۲/۵ میلی‌متر طبق استاندارد ASTM E10 انجام شد.

بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری مجهز به سامانه آنالیز تصویر و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به پردازشگر عصری، در بزرگنمایی‌های مختلف صورت گرفت. همچنین به منظور بررسی مک‌های انقباضی درشت و ساختار پیش‌ماده از میکروسکوپ استریو استفاده شد. آنالیز ریزساختاری نمونه‌ها با نرم‌افزار تحلیل تصاویر MIP4 در بزرگنمایی ۴۰۰ مورد با ارزیابی حداقل ۱۰ تصویر انجام شد.

برای تحلیل داده‌های عددی از نرم‌افزار DOE Pro استفاده شده است. با این نرم‌افزار، به روش‌های آماری، تحلیل‌های عددی شامل اثرات اصلی و متقابل متغیرهای ریخته‌گری بر مشخصه‌های ریزساختاری شامل فاصله بین بازوهای فرعی دندریت و درصد فاز دندریت در ریزساختار نهایی انجام داده شده است [۲۳].



شکل ۲- تصویر استریو میکروسکوپ از پیش‌ماده سرامیکی از جنس آلومینا.



شکل ۳- نقشه هندسی و ابعاد قالب فلزی ریخته‌گری کوبشی (ابعاد به میلی‌متر).

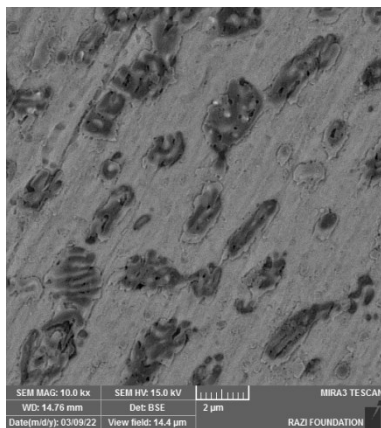
۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار انجمادی آلیاژ زاماک ۵

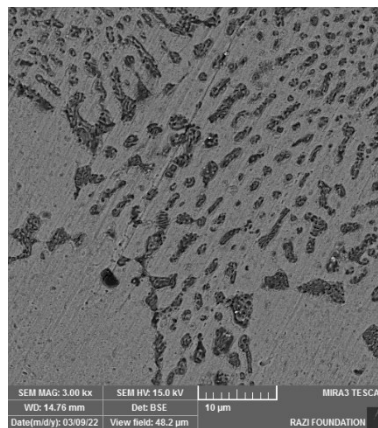
شکل (۴)، تصاویر ریزساختار انجمادی از زمینه کامپوزیت‌های R13 به دست آمده از میکروسکوپ الکترونی روبشی در سه بزرگ نمایی به همراه تصاویر مربوط به آنالیز کمی تصویر (۴-الف) را نشان می‌دهد. همچنین آنالیز عنصری نقاط نشان داده شده در شکل (۴-الف) در شکل (۵) ارائه شده است.

با توجه به موقعیت آلیاژ زاماک در نمودار فازی Al-Zn در شکل (۱) و تصاویر میکروسکوپی، مشاهده می‌شود که انجماد با جوانه زنی و رشد دندریته‌های اولیه فاز محلول جامد غنی از روی موسوم به η -Zn(Al) (با نقطه A در شکل (۴-الف)) نشان داده شده است (شروع می‌شود و در مراحل پایانی انجماد، سل یوتکتیک ($\gamma+\eta$) در فضای بین دندریته‌ی تشکیل شده است. مطابق تصاویر (۴-ج) و (۴-ه)، آنالیز سطحی با استفاده از نرم‌افزار MIP4 نشان می‌دهد که این ریزساختار انجمادی دارای ۵۲ درصد دندریته پرویوتکتیک از فاز η و ۴۸ درصد سل یوتکتیک ($\gamma+\eta$)

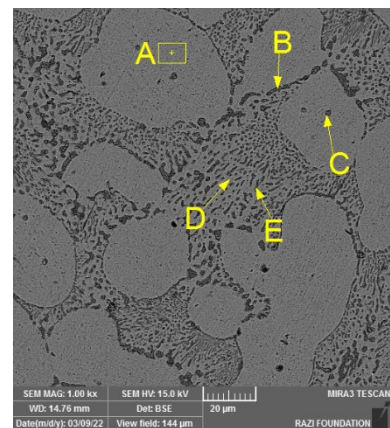
است که شامل ۹ درصد وزنی فاز γ یوتکتیک و ۳۹ درصد فاز η یوتکتیک است. البته در تصاویر میکروسکوپ نوری در بزرگ‌نمایی ۴۰۰ برابر، مقدار دندریته تا ۷۰ درصد هم ارزیابی شده است. آنالیز عنصری نشان داده در شکل (۵) نشان می‌دهد که فاز γ حاصل از انجماد یوتکتیک حدود ۶۶-۷۰ درصد روی دارد (نقاط B و E در شکل ۴-الف) و همچنین فاز η یوتکتیکی (نقطه D در شکل ۴-الف) ۹۱ درصد روی دارد. این نتایج با داده‌های قابل پیش‌بینی از روی نمودار فازی شکل (۱) مطابقت دارد [۱۰، ۱۱]. فاز γ در صورت توقف در دمای بالا و وجود شرایط سینتیکی، می‌تواند طی واکنش یوتکتویدی به دو فاز α و η تبدیل شود که هر دو فاز محلول‌های جامدی از روی و آلومینیم هستند که به‌طور متقابل حد حلالیت بسیار کمی از یکدیگر دارند [۱۰]. وجود رسوبات و ساختار لایه‌ای شکل (۴-ج) نشان می‌دهد که استحاله یوتکتویدی روی فاز γ رخ داده است. همچنین قابل ذکر است که نقطه C در شکل (۴-الف) نشان‌دهنده یک آخال اکسیدی است.



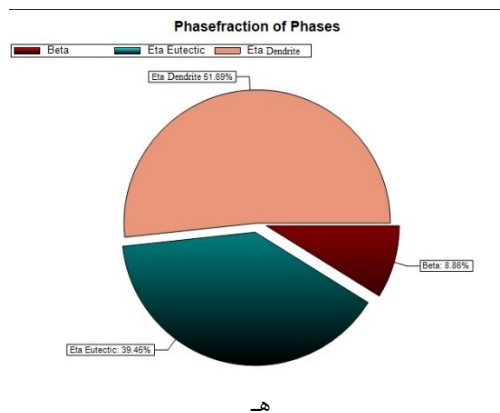
ج



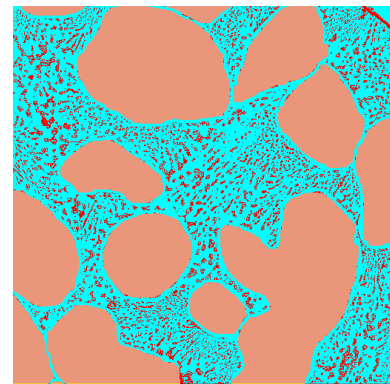
ب



الف

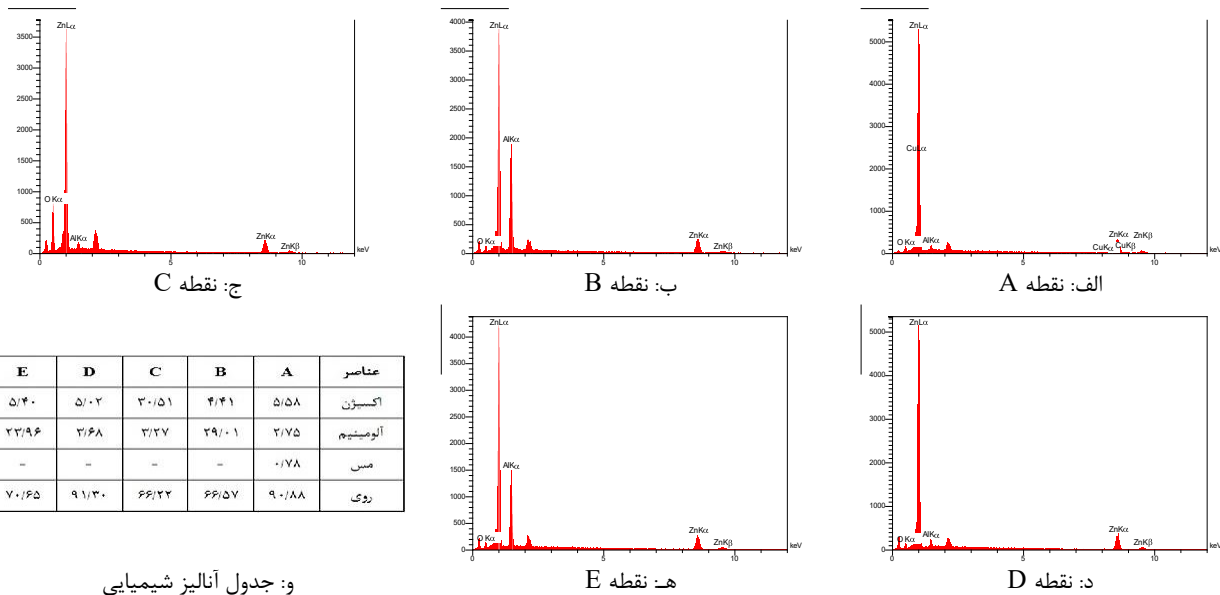


ه



د

شکل ۴- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار زاماک ۵ شامل فاز محلول جامد دندریته η -Zn(Al) و سل یوتکتیک ($\gamma+\eta$) که فاز γ در اثر استحاله یوتکتویدی به ($\alpha+\eta$) استحاله یافته است (در تصویر ب، سل یوتکتیک نشان داده شده است و در تصویر ج ساختار لایه‌ای سل یوتکتوید روی رسوبات فاز مشهود است) د و ه- نتایج آنالیز تصویر ۴-الف.



شکل ۵- آنالیز عنصری نقاط مختلف نشان داده شده در شکل ۴-الف.

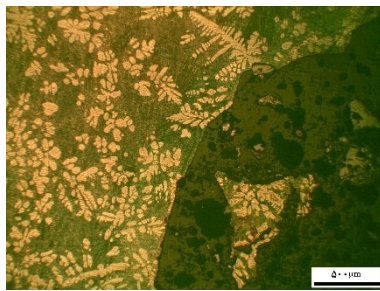
۲-۳- بررسی ریزساختار کامپوزیت

در شکل (۶)، نمونه‌هایی از تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار کامپوزیت‌های مختلف نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که اندازه و مقدار دندریت‌ها و همچنین سهم انجماد یوتکتیک متأثر از دو متغیر فشار کوبش و دمای بارریزی است. به علاوه در نمونه‌های با دمای بارریزی کمتر (تصاویر ۶-د و ۶-ه)، مک‌های انقباضی هم مشاهده شده است. در نمونه‌هایی که در دمای پایین بارریزی شدند (PT11، PT21، PT31 و PT32)، این امکان وجود دارد که انجماد اولیه قبل از شروع کوبش، سبب درشت‌تر شدن دندریت‌ها شوند و همین امر باعث بروز مک‌های انقباضی در برخی از مکان‌ها و توزیع غیریکنواخت دندریت‌ها و سل یوتکتیک شود (تصاویر ۶-د و ۶-ه). به عبارت دیگر، به علت فوق ذوب پایین، انجماد به محض بارریزی و تماس مذاب با پیش ماده سرامیکی، شروع می‌شود و فرصت برای کوبش مذاب کمتر خواهد بود. همین پدیده، سبب می‌شود که مذاب به‌طور کامل در تخلخل‌های پیش‌ماده سرامیکی نفوذ نکند و تخلخل‌هایی مشاهده شود. این مشکل با افزایش دمای بارریزی کمتر می‌شود. شکل (۷)، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نفوذ مناسب مذاب به داخل تخلخل‌های پیش‌ماده سرامیکی در نمونه PT13 را نشان می‌دهد که در دمای بارریزی ۵۰۰ درجه سلسیوس و فشار ۱۵ مگاپاسکال تهیه شده است.

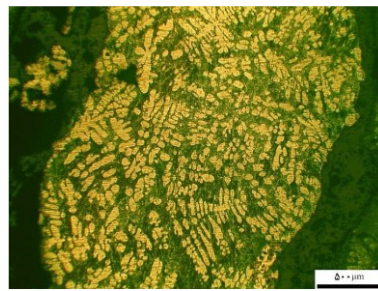
مقایسه تصاویر میکروسکوپی (۶-الف)، (۶-ب) و (۶-و) اثر افزایش فشار در دمای بارریزی ۵۵۰ درجه سلسیوس را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که در دمای بالای بارریزی، این فرصت وجود دارد که مذاب تحت فشار بیشتر، انجماد مناسب‌تری از نظر توزیع اندازه دندریت‌ها و ظریف‌تر شدن سل یوتکتیک داشته باشد که این موضوع برخلاف انتظار کلاسیک از نقش دمای

بارریزی است. در واقع اثر متقابل دمای بارریزی و فشار مذاب سبب شده است که با انتخاب دمای بارریزی بالاتر، ابتدا فرصت داده شد تا مذاب به‌درستی همه قالب از جمله منافذ داخل پیش ماده را بدون هیچ نوع انجمادی پر کند و سپس با اعمال فشار بالا (۳۵ مگاپاسکال) همه مذاب در اثر فشار منجمد شوند. در این شرایط، فشار به‌طور مناسب‌تری به همه اجزای فلز زمینه وارد می‌شود و طبق قانون کلازیس-کلاپیرن، اعمال فشار سبب پایداری فاز چگال‌تر می‌شود [۱۹،۲۰]. به عبارت دیگر با اعمال فشار، مذاب در مادون انجماد بیشتری واقع شود و سرعت انجماد افزایش یابد. همچنین باید توجه داشت که اعمال فشار کوبش به فلز مذاب در حین انجماد با حذف فاصله هوایی بین قالب و لایه منجمد شده، موجب افزایش انتقال حرارت و سرعت انجماد می‌شود [۲۴،۲۵]. از این رو، η فاز اول انجماد با سرعت بالا جوانه زنی می‌کند.

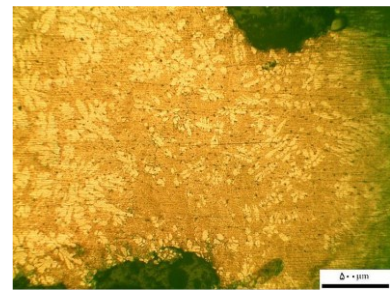
بالا بودن سرعت جوانه‌زنی فاز η به علت وجود فشار کوبش و توان تبریدی بالای قالب فلزی، سبب می‌شود که جدایش عناصر آلیاژی حین رشد فاز دندریتی کمتر شده و در نتیجه سهم انجماد یوتکتیک هم کمتر شود و دندریت در اندازه کوچک‌تر ولی با مقدار بیشتر تشکیل شود. از این رو مشاهده می‌شود که در ریزساختار نمونه PT33 که برای تولید آن هر دو متغیر ریخته‌گری در سطوح بالا هستند، مقدار دندریت بیشتر ولی ظریف‌تر است و در مقابل سل‌های یوتکتیک هم به مقدار کمتر و هم ظریف‌تر است. می‌توان نتیجه گرفت که اعمال فشار کوبش، سبب کاهش فاصله بین بازوهای دندریتی فرعی، بهبود مورفولوژی دندریت‌های η و توزیع مناسب سل یوتکتیک و کاهش مقدار تخلخل‌ها می‌شود.



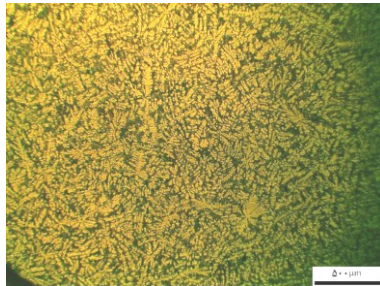
PT22 (ج)



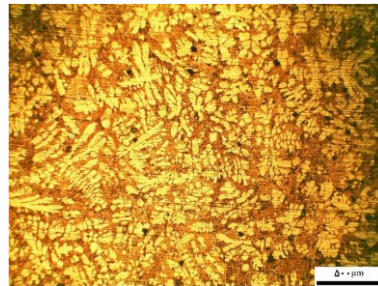
PT23 (ب)



PT13 (الف)



PT33 (و)



PT32 (ه)



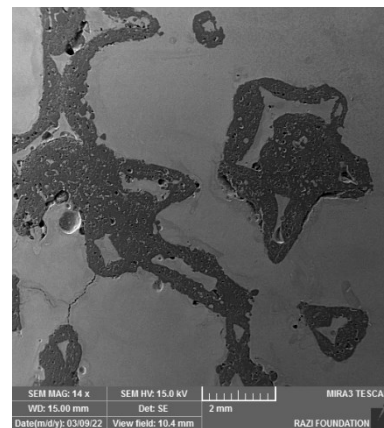
PT31 (د)

شکل ۶- اثر فشار کوبش بر ریزساختار فلز زمینه در نمونه‌های: (الف) PT13، (ب) PT23، (ج) PT22، (د) PT31، (ه) PT32، (و) PT33.

ها دچار انحراف‌هایی شده است که می‌توان به خم و یا شکسته شدن بازوهای اصلی و فرعی، چرخش دندریته‌ها، نزدیک‌تر شدن بازوها، تغییر نحوه رشد و توزیع دندریته‌ها اشاره نمود. این مسئله به این خاطر است که فشار کوبش به مذاب در حین انجماد سبب تلاطم درونی مذاب، فشار به دندریته‌های در حال رشد شده و با خم کردن و سپس شکستن دندریته‌ها، فرصت‌های جوانه‌زنی بیشتر را فراهم می‌کند. همچنین فاصله بازوهای اصلی و فرعی را نسبت به حالت رشد تعادلی، دچار تغییرات می‌کند [۱۶]. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی در شکل (۸)، این انحراف‌ها را بهتر نمایش می‌دهد.

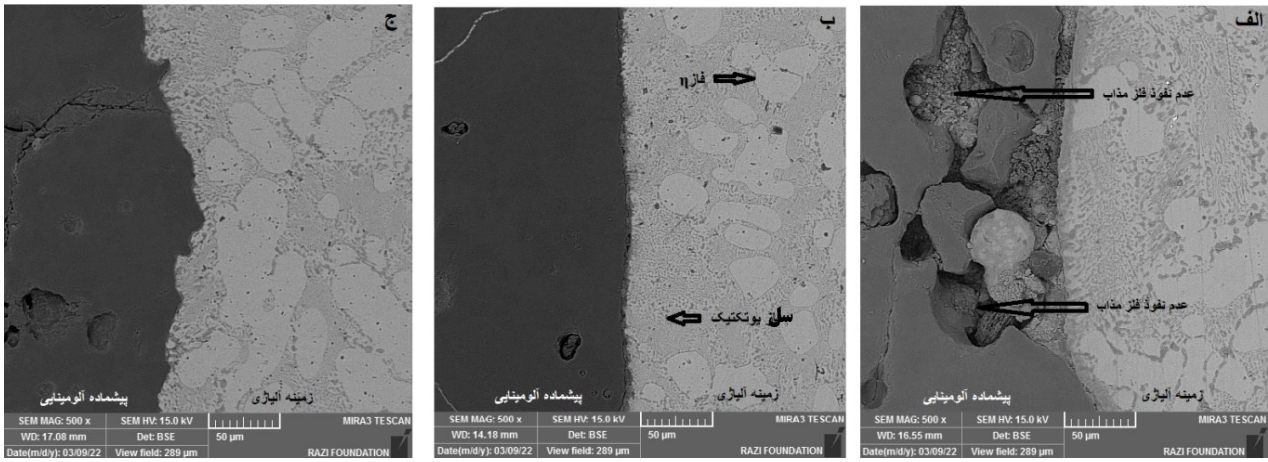
در شکل‌های (۹) و (۱۰) به ترتیب نمودار اثرات اصلی و متقابل دو متغیر فشار کوبش و دمای مذاب بر فاصله بین بازوهای دندریته فرعی و کسر سطحی فاز دندریته η نشان داده شده است. شکل (۹-الف) نشان می‌دهد که فشار کوبش در مقایسه با دمای بارریزی تأثیر بیشتری بر اندازه SDAS دارد. همچنین تأثیر فشار از ۱۵ به ۲۵ مگاپاسکال بسیار معنی‌دار است. افزایش فشار از ۲۵ به ۳۵ مگاپاسکال تأثیر زیادی بر اندازه دندریته‌ها ندارد. در مقابل، مطابق شکل (۹-ب) مشاهده می‌شود که اثر افزایش دمای بارریزی بر اندازه SADS در فشار ۳۵ مگاپاسکال بسیار قابل توجه است که تأثیری کاهنده دارد.

شکل (۱۰-الف) نشان می‌دهد که با افزایش هر دو متغیر ریخته‌گری، میزان دندریته افزایش و در مقابل سهم انجماد سل یوتکتیک کاهش می‌یابد. با این وجود شکل (۱۰-ب) نشان می‌دهد که در فشار ۲۵ مگاپاسکال، اثر تغییرات دمای بارریزی را می‌توان ناچیز فرض نمود. به عبارت دیگر، با انتخاب نیروی ۲۵ مگاپاسکال تغییرپذیری درصد یوتکتیک به حداقل می‌رسد.



شکل ۷- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نفوذ مناسب مذاب به داخل تخلخل‌های پیش‌ماده سرامیکی در نمونه PT13

شکل (۸) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه کامپوزیت‌های PT11، PT22 و PT33 را نشان می‌دهد. مطابق شکل (۸-الف) مشاهده می‌شود که در فصل مشترک زمینه و تقویت‌کننده، فضاهای خالی زیادی وجود دارد که بیان گر عدم نفوذ کامل فلز مذاب به داخل تخلخل‌های پیش‌ماده است، اما با توجه به تصاویر (۸-ب) و (۸-ج) می‌توان دریافت که با افزایش فشار کوبش به ۲۵ و ۳۵ مگاپاسکال و دمای بارریزی از میزان این فضاهای خالی کاسته شد و اتصال فلز زمینه و فاز تقویت‌کننده در فصل مشترک بهبود یافته است. همچنین مشاهده می‌شود که اعمال فشار کوبش در فرایند ریخته‌گری کوبشی موجب اصلاح ریزساختار شده است، به نحوی که هم مقدار عیوب ریختگی مانند تخلخل‌های انقباضی کاهش یافته است و هم توزیع سل یوتکتیک و فاز η دندریته (غنی از روی) در مجاورت پیش‌ماده به نحو معنی‌داری تغییر یافته است. مشاهده دقیق‌تر تصاویر متالوگرافی نشان می‌دهد که مورفولوژی دندریته

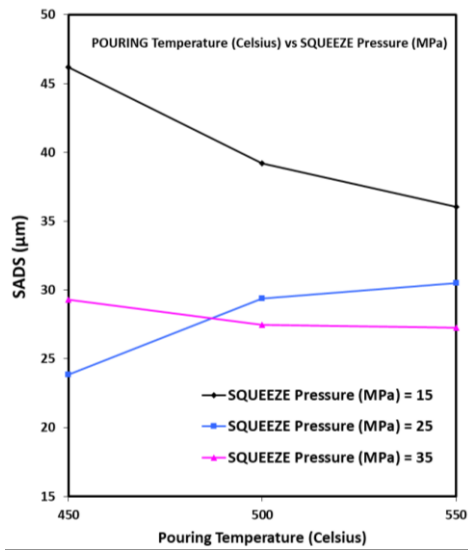


PT33 (ج)

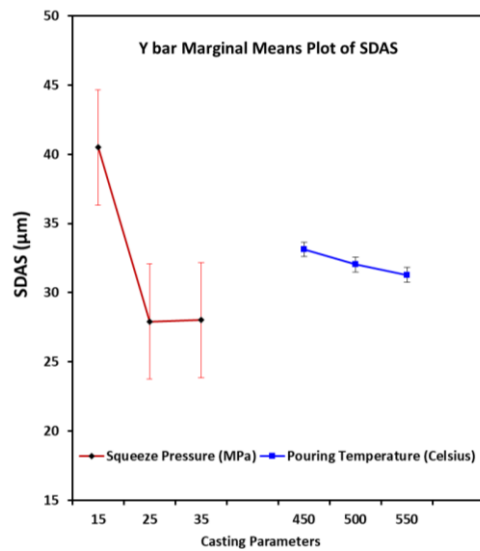
PT22 (ب)

PT11 (الف)

شکل ۸- نمونه‌ای از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار کامپوزیت زمینه فلزی زاماک ۵ با فاز تقویت‌کننده پیش‌ماده از جنس آلومینا برای نمونه‌های: (الف) PT11، (ب) PT22، (ج) PT33.

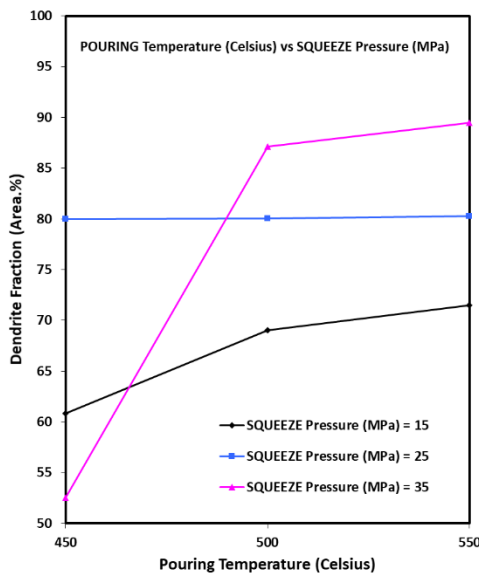


(ب)

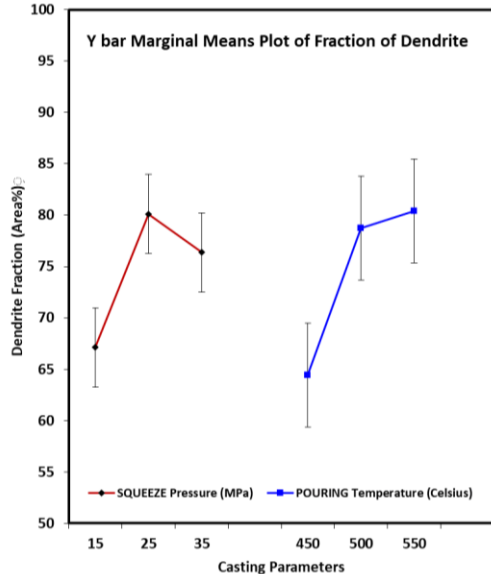


(الف)

شکل ۹- الف- نمودار اثر اصلی و ب- نمودار اثر متقابل فشار کوبش و دمای مذاب بر فاصله بازوهای دندریتی فرعی.



(ب)

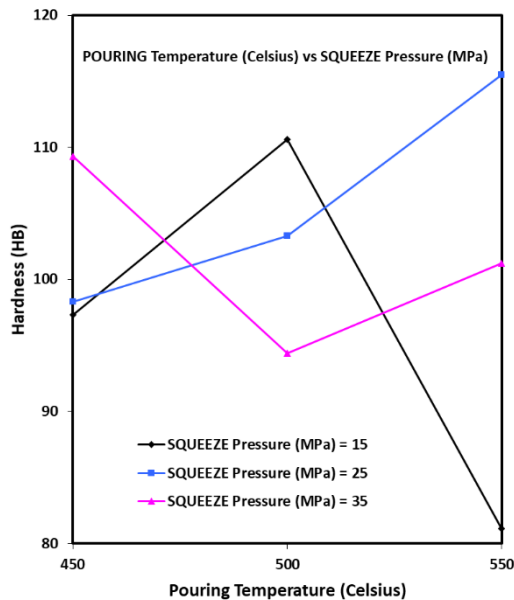


(الف)

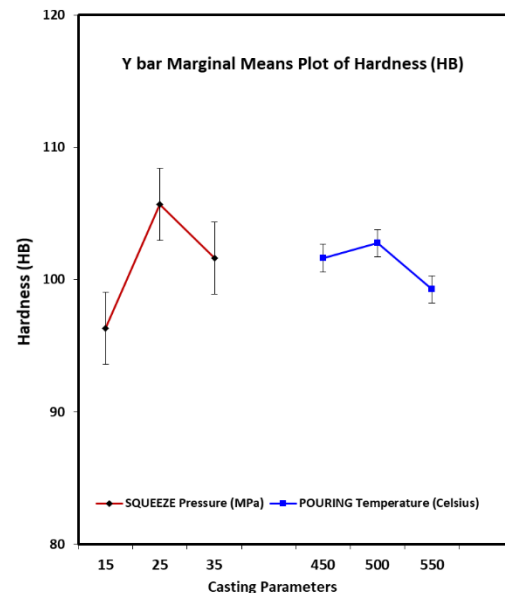
شکل ۱۰- الف- نمودار اثر اصلی و ب- نمودار اثر متقابل فشار کوبش و دمای بارریزی بر کسر سطحی فاز دندریتی ۱.

جدول ۴- نتایج آزمون سختی ماکرو کامپوزیت.

کد نمونه	PT11	PT12	PT13	PT21	PT22	PT23	PT31	PT32	PT33
سختی متوسط (برینل)	۹۷/۳	۱۱۰/۶	۸۱/۱	۹۸/۳	۱۰۳/۰	۱۱۵/۵	۱۰۹/۰	۹۴/۴	۱۰۱/۲
انحراف معیار (برینل)	۳/۹۶	۳/۰۵	۴/۸۹	۴/۴۷	۴/۳۵	۲/۲۹	۳/۶۰	۴/۸۲	۵/۹۰



(ب)



(الف)

شکل ۱۱- الف- نمودار اثر اصلی و ب- نمودار اثر متقابل فشار کوبش و دمای بارریزی بر سختی ماکرو زمینه.

دیگر، با کاهش دمای فوق ذوب، بخش زیادی از مذاب به شکل یوتکتیک قبل از اعمال فشار منجمد شده و فشار کوبش اثرگذاری مناسبی بر سل‌های یوتکتیک ندارد. از طرفی دیگر، افزایش بیش از حد فوق ذوب موجب کاهش سرعت انجماد می‌شود. در نتیجه همان‌طور که در نمودار اثر اصلی دمای ذوب در شکل (۸) مشاهده می‌شود، افزایش فوق ذوب در مقادیر بیش از ۱۲۰ درجه سلسیوس، سختی را کاهش می‌دهد.

۴- نتیجه‌گیری

در این مقاله کامپوزیت زمینه فلزی از آلیاژ زاماک ۵ تقویت‌شده با پیش‌ماده آلومینایی با استفاده از فرایند ریخته‌گری کوبشی تولید شد و اثر متغیرهای فرایند شامل فشار کوبش و دمای بارریزی بر ریزساختار انجمادی، عیوب ریختگی، سختی و خواص سایشی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل به شرح زیر است:

- ۱- با افزایش فشار کوبش از ۱۵ به ۲۵ و ۳۵ MPa، فاصله بین بازوهای دندردیتی فرعی کاهش یافته و کسر سطحی دندردیت‌های افزایش و سهم یوتکتیک در انجماد کاهش می‌یابد.

۳-۳- بررسی سختی

جدول (۳) نتایج آزمون سختی و شکل (۱۱) نمودار اثرات اصلی و متقابل فشار کوبش و دمای بارریزی بر سختی ماکرو زمینه را نشان می‌دهد. با توجه به نمودارهای اثر اصلی فشار کوبش و دمای مذاب می‌توان مشاهده کرد که در دمای مذاب ۵۰۰°C و فشار کوبش ۲۵ MPa، میزان سختی به بالاترین حد خود و به ترتیب به ۱۰۲/۶ و ۱۰۵/۵۸ برینل رسیده است. با توجه به اینکه دمای ذوب آلیاژ زاماک ۵، ۳۸۰-۳۸۶ درجه سلسیوس است [۱۱]، در این تحقیق دمای مذاب به نحوی انتخاب شده است که آزمون‌ها با سه دمای فوق ذوب ۷۰، ۱۲۰ و ۱۷۰ درجه سلسیوس انجام شد. اعمال فشار کوبشی به فلز مذاب در حین انجماد، موجب افزایش نقطه ذوب تعادلی آلیاژ و ایجاد یک مادون انجماد لحظه‌ای در آلیاژ می‌شود [۲۶، ۲۷، ۱۶] که ریزساختار را ظریف‌تر و عیوب ریختگی را کمتر می‌کند. انتخاب دمای فوق ذوب معمولاً با توجه به دامنه انجمادی آلیاژ، انتخاب می‌شود، به نحوی که برای آلیاژهایی با دامنه انجمادی کوتاه، این دما مقدار بالاتری در نظر گرفته می‌شود، زیرا که این آلیاژها به محض بارریزی به داخل قالب تمایل به تشکیل پوسته انجمادی دارند [۱۱]. افزایش دمای فوق ذوب موجب می‌شود که اعمال فشار به فلز مذاب زمانی صورت گیرد که انجماد فاز یوتکتیک شروع نشده است. به عبارت

- corrosion resistance of Zn-4Al alloy, *Materials (Basel)*, 2020, 13(7) 19–21.
- [۱۱] میرباقری س.م.ح.، امینی ا.، عبدی یجندی ا.، ریخته‌گری کامپوزیت پیشرفته پایه زاماک ۵ با فاز فلزی تقویت‌کننده سه‌بعدی پیوسته مسی، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۹، ۴(۳)، ۱۲۹-۱۳۶.
- [12] Ramanathan A., Krishnan P. K., Muraliraja R., A review on the production of metal matrix composites through stir casting – Furnace design, properties, challenges, and research opportunities, *J. Manuf. Process.*, 2019, 42, 213–245.
- [13] Bahl S., Fiber reinforced metal matrix composites - A review, *Mater. Today Proc.*, 2020, 39, 317–323.
- [14] Bianchi F.F., Yoshimura H.N., Goldenstein H., Infiltration diffusional solidification: A new route for processing metal matrix composites, *Mater. Sci. Technol.*, 1998, 14(9) 886–891.
- [15] Bharat N., Bose P.S.C., An overview on the effect of reinforcement and wear behaviour of metal matrix composites, *Mater. Today Proc.*, 2021, 46, 707–713.
- [16] Ghomashchi M. R., Vikhrov A., Squeeze casting: An overview, *J. Mater. Process. Technol.*, 2000, 101(1) 1–9.
- [۱۷] حمیدی ا.، ثقفیان ح.، بررسی ریزساختار و خواص سایشی نانو کامپوزیت $A356/Al_2O_3$ به روش ریخته‌گری هم‌زدنی، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۶، ۱(۱)، ۶۸-۵۹.
- [18] Christy J.V., Arunachalam R., Mourad A.H.I., Krishnan P.K., Piya S., Al-Maharbi M., Processing, Properties, and microstructure of recycled aluminum alloy composites produced through an optimized stir and squeeze casting processes, *J. Manuf. Process.*, 2020, 59, 287–301.
- [19] Hassasi S.A., Abbasi M., Hosseinipour S.J., Parametric investigation of squeeze casting process on the microstructure characteristics and mechanical properties of A390 aluminum alloy, *International Journal of Metalcasting*, 2020, 14, 69–83.
- [20] Hassasi, S.A., Abbasi, M. and Hosseinipour, S.J., Effect of squeeze casting parameters on the wear properties of A390 aluminum alloy, *International Journal of Metalcasting*, 2021, 15, 852–863.
- [21] Quan Z. et al., Additive manufacturing of multi-directional preforms for composites: Opportunities and challenges, *Mater. Today*, 2015, 18(9) 503–512.
- [22] Coupard D., Goni J., Sylvain J.F., Fabrication and squeeze casting infiltration of graphite/alumina preforms, *J. Mater. Sci.*, 1999, 34(21) 5307–5313.
- [23] D.C. Montgomery, Design and analysis of experiments, Sixth edition, John Wiley & Sons, New York, 2005.
- [۲۴] حصاصی س.ع.، عباسی مجید، حسینی‌پور س.ج.، ریزساختار انجمادی آلیاژ آلومینیم A390 تولید شده به روش ریخته‌گری کوبشی، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۷، ۲(۱)، ۱۰-۱.
- [۲۵] حصاصی س.ع.، عباسی مجید، حسینی‌پور س.ج.، بررسی اثر متغیرهای ریخته‌گری کوبشی بر خواص مکانیکی و رفتار سایشی آلیاژ آلومینیم A356، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۷، ۲(۴)، ۲۶۳-۲۷۳.
- [26] Runxia Li, Lanji Liu, Lijun Zhang et al., Effect of squeeze casting on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-xSi alloys, 2017, 1(1) 9–21.
- [27] Xiaowu H. U., Fanrong A.I., Hong Y.A.N., Influences of pouring temperature and cooling rate on microstructure and mechanical properties of casting Al-Si-Cu aluminum alloy, *Acta Metallurgica Sinica (English letters)*, 2012, 25(4) 272–278.
- ۲- افزایش فشار کوبش موجب کاهش عیوب ریختگی و بهبود ریزساختار انجمادی و توزیع مناسب فاز η و سل‌های یوتکتیک در مجاورت پیش‌ماده می‌شود.
- ۳- با افزایش دمای بارریزی به ۵۰۰ درجه سلسیوس و بیشتر، پر شدن منافذ پیش‌ماده از مذاب و دستیابی به ریزساختار مطلوب، بهتر می‌شود.
- ۴- بارریزی در دمای پایین (۴۵۰ درجه سلسیوس) خطر پر نشدن پیش‌ماده از مذاب و کم اثر کردن فشار کوبش را تشدید می‌کند.
- ۵- اعمال فشار بالای ۲۵ مگاپاسکال می‌تواند، عیوب اولیه ناشی از دمای ذوب بالا را برطرف نماید.
- ۶- با توجه به تحلیل‌های ریزساختاری و ارزیابی سختی به دست آمده و عیوب ریختگی مشاهده شده، فشار کوبش حداقل ۲۵MPa و دمای فوق ذوب $120^{\circ}C$ (دمای بارریزی ۵۰۰ درجه سلسیوس)، محدوده پیشنهادی برای دستیابی به ریزساختار و سختی مناسب همراه با کمترین پراکندگی برای ساخت کامپوزیت مورد نظر است.

تقدیر و تشکر

نویسندگان مقاله از حمایت‌های شرکت فناوران پارس آلیاژ شمال صمیمانه قدردانی می‌نمایند.

مراجع

- [1] Pola A., Tocci M., Goodwin F.E., Review of microstructures and properties of zinc alloys, *Metals*, 2020, 10(2) 253.
- [2] Zhang Y. et al., Numerical simulation and optimization in solidification of zinc alloy, *Adv. Mater. Res.*, 2011, 287–290, 2902–2905.
- [3] Aslan S., Effect of heat treatment on microstructure of zinc aluminum hybrid composite cast alloys, *Sakarya Univ. J. Sci.*, 2021, 25 (5) 1218–1234.
- [4] Reveko V., Moller P., Special aspects of electrodeposition on zinc die castings, *Nasf Surf. Technol. White Pap.*, 2018, 82(8) 1–9.
- [5] Arikani H., Sahar F., Fracture and mechanical properties of steel fiber reinforced Zn-5Al (Zamak 5) alloy, *Int. J. Cast Met. Res.*, 2010, 23(3) 173–175.
- [6] Hanna M. D., Rashid M. S., ACuZinc: Improved zinc alloys for die casting applications, *SAE Technical Paper 930788*, 1993.
- [7] Pires De Oliveira S. R., High pressure die casting of zamak alloys, *MSc thesis, U.Porto Univ.*, 2018.
- [8] de Assis J. T., Alves H., Lima I., Monin V., dos Anjos M., Lopes R. T., Zamak samples analyses using EDXRF, *Int. Nucl. Atl. Conf. Ina.*, 2009.
- [9] Prasad B.K., Effect of microstructure on the sliding wear performance of a Zn-Al-Ni alloy, *Wear*, 2000, 240 (1–2) 100–112.
- [10] Lachowicz M.M., Jasionowski R., Effect of cooling rate at the eutectoid transformation temperature on the

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Effects of Squeeze Casting Parameters on the Microstructure Characteristics of ZAMAK5 Reinforced with Alumina Preform Composite

Fahime Norouzi ¹, Seyed Jamal Hosseinipour ², Majid Abbasi^{3*}

1. MSc student, MSc. in Materials Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Iran.

2. Professor, Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Iran.

3. Associate Professor, Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Iran.

* Corresponding author, abbasim@nit.ac.ir

Paper history:

Received: 23 July 2022
Accepted: 25 June 2023

Keywords:

Squeeze casting,
Metal matrix composite,
Zamak5,
Preform,
Pouring temperature,
Squeeze pressure

Abstract:

The study investigated the impact of pouring temperature and squeeze pressure on the microstructure of a Zamak 5 alloy reinforced with alumina preform composite. The experiment involved conducting squeeze casting at three pouring temperatures (450, 500, and 550 degrees Celsius) and three pressures (15, 25, and 35 MPa) using a hydraulic press with a 20-ton capacity and a cylindrical chamber mold (30 mm in diameter and 60 mm in height). Subsequently, the solidification microstructure, casting defects, and hardness of the manufactured composites were assessed. Microstructural analysis was carried out using optical and scanning electron microscopes with elemental and image analyzers. Hardness was measured using the Brinell method. The findings revealed that certain microstructural characteristics, such as the secondary dendritic arms spacing and the number of eutectic cells, decreased with increasing squeeze pressure and pouring temperature. The study demonstrated that the effect of squeeze pressure, particularly up to 25 MPa, had a more pronounced influence compared to pouring temperature. Furthermore, it was observed that higher pressure and melt temperature facilitated a stronger connection between the base metal and the preform, resulting in proper filling of the preform's pores. Based on the microstructural analysis and hardness evaluation, the minimum squeeze pressure of 25 MPa and a pouring temperature of over 500 degrees Celsius provide suitable conditions for producing composites.

Please cite this article using:

Fahime Norouzi, Seyed Jamal Hosseinipour, Majid Abbasi, Effects of Squeeze Casting Parameters on the Microstructure Characteristics of ZAMAK5 Reinforced with Alumina Preform Composite , in Persian, Founding Research Journal, 2022, 6(3) 203-212.

DOI: 10.22034/FRJ.2023.352461.1160

Journal homepage: www.foundingjournal.ir