



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

تأثیر نوع چسب ریخته‌گری دوشابی بر بهبود استحکام کششی نهایی آلیاژ آلومینیم A356

علی خیرابی^۱، محمد پورغریبشاهی^{۲*}

۱- دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران.

۲- استادیار، دانشکده مهندسی شیمی و مواد، دانشگاه صنعتی سیرجان، سیرجان.

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۰۳۴-۴۱۵۲۰۰۰۰، m_pourgharib@sirjantech.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۴۰۰/۱۱/۱۶

پذیرش: ۱۴۰۱/۰۱/۳۱

در این پژوهش منحنی سرمایش و تأثیر آن بر نتایج آزمایش کشش در سه روش ریخته‌گری رایج در ماسه CO₂ (CSC)، دوشابی با چسب حل شونده در آب مطابق روش کمبل (ABL) و با چسب رایج سیلیکات سدیم (DWS) مقایسه شد. بر اساس نتایج آزمایش کشش مقادیر σ_{UTS} و ε_f در ریخته‌گری نمونه‌های CSC مقدار ۱۲۵ MPa و ۳٪ را داشت. با به‌کارگیری روش DWS این مقادیر به ۱۹۳ MPa و ۱۱/۵٪ بهبود پیدا کرد و روش ABL آنها را تا حد ۲۱۸ MPa و ۱۹٪ ارتقا داد. بر اساس شواهد به‌دست‌آمده متالوگرافی اندازه SDAS دندریته‌های α-Al در روش CSC برابر ۸۰ μm در DWS برابر ۴۰ μm و در ABL برابر ۲۰ μm بودند. روش دوشابی همراه با چسب حل شونده در آب، به دلیل ایجاد سرعت سرمایش ۲/۱ °C/s در برابر ۰/۱۷ °C/s در حالت DWS توانست اندازه SDAS را ۵۰٪ بیش از حالت DWS بهبود دهد. این تغییر موجب شد مقدار ε_f به اندازه ۶۵٪ نسبت به دیگر روش دوشابی ارتقای بیشتری یابد ولی در پارامتر σ_{UTS} تنها ۱۳٪ افزایش مشاهده شد. بر اساس پژوهش‌های پیشین، نتایج بهبود یافته کششی، صرفاً به دندریته‌های α-Al که تحت تأثیر سرعت سرمایش هستند، نسبت داده می‌شد. نتایج حاصل از فرایند DWS تأثیر عوامل دیگری به جز دندریته‌ها در افزایش خواص مکانیکی (به ویژه σ_{UTS}) در آلیاژهای Al-Si را نشان می‌دهد و ضرورت پرداختن به بحث تأثیر روش ریخته‌گری بر انجماد یوتکتیک را به عنوان یک خلأ پژوهشی معرفی می‌کند.

واژه‌های کلیدی:

ریخته‌گری دوشابی
آلیاژ A356
چسب حلال در آب
آنالیز حرارتی
استحکام کششی

ارجاع به این مقاله:

علی خیرابی، محمد پورغریبشاهی، تأثیر نوع چسب ریخته‌گری دوشابی بر بهبود استحکام کششی نهایی آلیاژ آلومینیم A356، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، پاییز ۱۴۰۰، جلد ۵، شماره ۳، صفحات ۱۷۵-۱۸۳.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2022.327195.1150

۱- مقدمه

زمان انجماد را وابسته به سرعت انتقال حرارت قالب، ترکیب شیمیایی آلیاژ و مدول هندسی قطعه می‌دانست [۲]. با تجربه موفق استفاده از معادله چرنیوف در زمینه محاسبه سیستم‌های راهگامی و همچنین وابستگی سینتیک استحاله‌های فازی به این سرعت انتقال حرارت از قطعه در حال انجماد به اتمسفر، استفاده از آنالیز حرارتی برای پیش‌بینی و کنترل کیفیت قطعات ریخته‌گری توسط پژوهشگران مورد استفاده قرار گرفت. در این روش سرعت سرمایش^۳ که برابر با تغییرات دمایی در بازه زمانی ابتدای جوانه‌زنی و رشد دندریته‌های α-Al تا ابتدای نقطه رشد یوتکتیک

آلیاژ A356 آلومینیم به عنوان آلیاژی مطلوب برای صنایع هوایی و خودروسازی، دارای ترکیب هیپوپوتکتیک بوده و در سری آلیاژی 3xxx (Al-Si-Mg) ریخته‌گری قرار دارد [۱]. ترکیب آلیاژی آن با دامنه انجمادی متوسط (۳۰ °C دامنه انجمادی) دارای انجماد خمیری^۱ است [۲،۳].

یکی از عوامل مهم، زمان و شیوه انجماد قطعات ریخته‌گری است که تأثیر مستقیمی بر محاسبه و طراحی سیستم راهگامی داشته و نیاز به مبرد یا تغذیه را مشخص می‌سازد. چرنیوف^۲ محاسبه

³ Cooling Rate

¹ Mushy Solidification

² Chornov

در آب و دوشابی به کمک چسب رایج سیلیکات سدیم، کارایی این دو روش دوشابی در آلیاژ A356 مورد ارزیابی قرار گیرد.

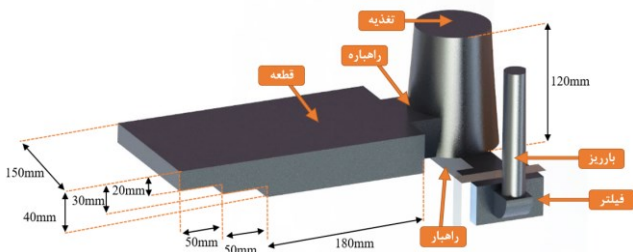
۲- مواد و روش پژوهش

ترکیب شیمیایی آلیاژ استفاده شده در این پژوهش در جدول (۱) قابل مشاهده است. جهت سهولت از نام اختصاری ABL برای فرایند دوشابی با چسب مخصوص (مطابق روش کمبل)، DWS برای روش ریخته‌گری بدون چسب و از CSC برای ریخته‌گری رایج در ماسه CO₂ استفاده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ استفاده شده (درصد وزنی).

آلیاژ	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Al
آلیاژ	۷/۵	۰/۴	۰/۱۳	۰/۱۴	۰/۰۵	مابقی

مدل استفاده شده مطابق با شکل (۱) است. در مسیر بین بارریز به راهبار، برای کاهش تلاطم مذاب و ممانعت از ورود ذرات ناخواسته از یک فیلتر سرامیکی با ابعاد ۴۰×۴۰ mm² استفاده شده است [۲۵]. برای جلوگیری از تشکیل حفره‌های انقباضی، قطعه توسط یک تغذیه مورد حمایت قرار گرفت و قبل از ذوب ریزی با فرایند گاززدایی با دمش گاز Ar به مدت ۱۲۰s انجام شد [۲۴].



شکل ۱- مدل استفاده شده در پژوهش. حوضچه بارریز از سیستم جدا شده است.

مواد شارژی برای هر قطعه حدود ۸ kg بود و از شمش اولیه بریده، پس از قرار دادن دو ساعته در نزدیکی کوره و فضای خشک با هدف حذف رطوبت، در بوته شارژ شد. پس از گاز زدایی و استراحت ۲ min مذاب، عملیات ذوب‌ریزی در دمای ۷۲۰°C و دبی ۰/۸ kg/s انجام شد.

در مجموع سه قالب تهیه شد. چسب سیلیکات سدیم و دمش گاز CO₂ در هر دو قالب CSC و DWS انجام شد ولی در درجه بالایی DWS یک پنجره تعبیه شده بود. روش قالب‌گیری ABL با CSC جز در دمش گاز مشابه بود ولی جنس چسب در قالب ABL متفاوت بود. در قالب‌های DWS، زمان برداشتن پنجره و

نقش مهمی در پیش‌بینی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ دارد [۴-۸]. در روش‌های ریخته‌گری با قالب‌های دائمی مانند HPDC و LPDC به دلیل ظرفیت بالای انتقال حرارت قالب فلزی، سرعت سرمایش بالاتر ایجاد می‌شود و از همین روی پایین بودن مقدار تنش کششی نهایی در قطعات تولیدی به روش ریخته‌گری در قالب ماسه‌ای را به ظرفیت انتقال حرارت ماسه و سرعت سرمایش کمتر آن نسبت داده می‌شود. آن‌چنان‌که از پژوهش‌های پیشین مشخص شده با افزایش سرعت سرمایش در طول انجماد، زمان لازم برای رشد در اختیار اجزای ریزساختاری قرار داده نمی‌شود و فازهای ریزتری در ساختار آلیاژ تشکیل خواهند شد. پژوهش‌گران رابطه بین افزایش سرعت سرمایش و کاهش اندازه SDASهای فاز α-Al را بررسی کرده و رابطه عکس بین این دو را طی روابط معنادار ریاضی مشخص کرده‌اند [۹-۱۱] و به تبع آن افزایش تنش تسلیم نهایی و ازدیاد طول در قطعه را به کاهش اندازه SDAS مرتبط می‌دانند چرا که با کوچک‌تر شدن بازوهای ثانویه فاز دندریتی α-Al علاوه بر برهمکنش آن با سایر فازها در ریزساختار که موجب کاهش احتمال شکست ترد می‌شود، از اندازه و مقدار تشکیل ناپیوستگی‌هایی به نام حفرات انقباضی نیز کاسته خواهد شد [۱۲-۱۵].

روش ریخته‌گری دوشابی با نام "Ablation Casting" بر گرفته از کلمه یونانی "Ablate" به معنای "بریدن، از ریشه جدا کردن، قطع کردن" است و با منطق مهندسی مجزا نمودن قالب و قطعه از یکدیگر، توسط کمبل^۱ در ۲۰۰۹ معرفی شد که به دلیل استفاده از چسب حل شونده در آب پس از اتمام ذوب‌ریزی با پاشش آب، قالب سست شده و از قطعه جدا و در اثر تماس آب با قطعه‌ی در حال انجماد، سرعت سرمایش بالایی برای آن ایجاد می‌شود [۱۶]. بر اساس پژوهش‌های پیشین این روش توانسته بهبود چشم‌گیری در ریزساختار و پاسخ آزمایش‌های کشش در آلیاژهای آلومینیم مانند A356 و A413، فولاد و چدن داکتیل ایجاد کند [۱۷-۲۳]. روش دیگری که بر اساس مفاهیم ریخته‌گری دوشابی و بدون استفاده از چسب آب را مستقیماً بر روی قطعه ریخته‌گری اسپری کرده و سرعت سرمایش بالاتری را ایجاد کند در ۲۰۲۰ توسط تیم همکاران این پژوهش معرفی شد که DWS (Spray Direct Water) نام دارد و با استفاده از چسب سیلیکات سدیم ولی تغییر در طراحی قالب موجب بهبود ۳۰٪ در σ_{UTS} و ۱۷٪ در ϵ_f آلیاژ A413 شود [۲۴].

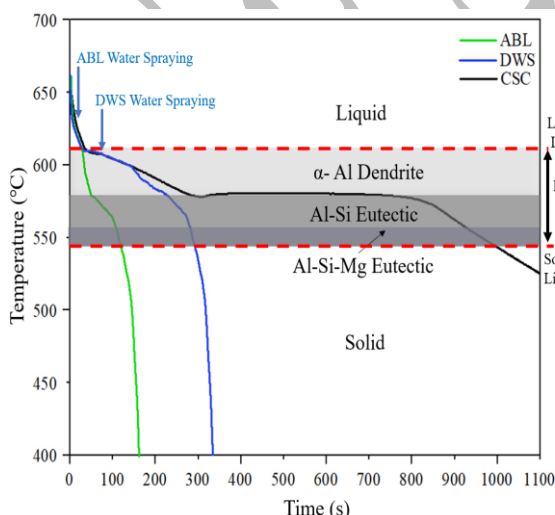
در این پژوهش سعی شده است تا با مقایسه سه نوع ریخته‌گری شامل ریخته‌گری در ماسه CO₂، دوشابی با چسب حل شونده

¹ John Campbell

۳- نتایج و بحث

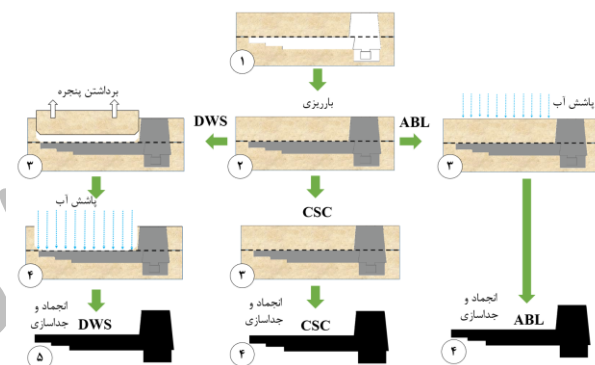
۳-۱- آنالیز حرارتی

پس از ذوب‌ریزی در هر سه قالب، رفتار دمایی بخش میانی قطعه در طی انجماد در شکل (۳) در قالب منحنی‌های سرمایش دما بر حسب زمان (T-t) ترسیم شدند. برای مشخص شدن دما و زمان واکنش‌های استحاله‌فازی، آنالیز گرمایی با محاسبه مشتق محاسبه شد که برای سهولت در مطالعه و مقایسه بهتر منحنی‌های اصلی فرایندها، در شکل ترسیم نشدند. در این نمودارها به دلیل نرخ سرد شدن پایین (زیر ۲ °C/s)، دمای عمومی واکنش‌های استحاله‌ای در نمونه‌ها، شاهد تغییرات زیادی نبود. واکنش استحاله فاز α از مایع، طی واکنش $L \rightarrow \alpha(Al)$ در $610^{\circ}C$ درجه با گذر از خط لیکوئیدوس و قرار گرفتن در دامنه انجمادی، رخ داد که موجب تشکیل جوانه‌ها و هسته‌های اولیه فاز α در بستری از مذاب بود. با گذشت زمان و رشد فاز دندریتی α ، به دلیل حد حلالیت پایین Si در آن، پس زده شده وارد مذاب می‌شود. در دمای $572^{\circ}C$ استحاله یوتکتیک اولیه (Al-Si) بر اساس واکنش هم‌دمای $L \rightarrow \alpha(Al) + Si$ تشکیل شده و مذاب باقی‌مانده که غنی از Si است به لایه‌های یوتکتیک استحاله پیدا می‌کند. با توجه به ادامه‌ی منحنی سرد شدن و کاهش دما، همچنان که واکنش یوتکتیک در حال پیشروی است، مذاب باقی‌مانده رفته‌رفته از Mg غنی شده و یوتکتیک ثانویه طی واکنش $L \rightarrow \alpha(Al) + MgSi_2$ تشکیل شده است. خط سالییدوس رسم شده در شکل (۳) نشان می‌دهد که انجماد نهایی قطعه در نزدیکی دمای $540^{\circ}C$ رخ داده است [۲۵].



شکل ۳- مقایسه نمودارهای آنالیز حرارتی نمونه‌های با ضخامت ۴۰ mm در روش‌های ریخته‌گری CSC، DWS و ABL.

شروع آب‌پاشی از نمودار سرمایش CSC مشخص می‌شود که در واقع فاصله زمانی بین نقطه شروع رشد جوانه‌های فاز α -Al تا لحظه شروع رشد یوتکتیک بود. در این آزمایش پس از گذشت ۷۰ s از پر شدن قالب پنجره برداشته شد و آب با دمای $20^{\circ}C$ و دبی 0.7 Lit/s بر روی قطعه توسط نازل اسپری شد. این فاصله زمانی برای ایجاد پوسته سطحی قطعه بود تا قطرات آب با سطح دارای کسر انجمادی بالا برخورد کند تا این پوسته جامد مانع از برخورد آن با مذاب شده و ایجاد اعوجاج سطحی نکند. در قطعه ABL بلافاصله پس از اتمام بارریزی آب توسط دستگاه جت آب با دبی 1.7 Lit/s و دمای $20^{\circ}C$ بر روی قالب اسپری می‌شود. روند آزمایش در شکل (۲) نشان داده شده است.



شکل ۲- روند اجرای سه روش CSC، ABL و DWS در پژوهش حاضر.

در بخش میانی پله با ضخامت ۴۰ mm در هر سه نمونه یک ترموکوپل مصرفی قرار داده شد و رفتار دمایی مذاب در طی انجماد توسط یک کارت لاگر متصل به رایانه، به شکل مستمر مورد پایش قرار می‌گرفت. ترموکوپل‌ها از نوع K و برند OMEGA با قطر 0.4 mm بودند و کارت لاگر از برند CUNAN مدل CAR-C4EX از نوع RTU و ۶ کاناله بود که در نرخ خواندن ۳ Data/s تنظیم شده بود.

برای آزمایش کشش، ۵ نمونه از هر قطعه طبق استاندارد ASTM-E8 با سطح مقطع گرد و اندازه کوچک^۱ از بخش ۴۰ mm انتخاب شد و پس از استخراج و ماشین‌کاری مورد کشش قرار گرفت. تمامی نمونه‌های کشش به شکل as-cast و بدون هیچ عملیات حرارتی بعدی بودند.

بررسی‌های ریزساختاری پس از سنباده‌زنی و پولیش، توسط عکس‌برداری با میکروسکوپ نوری انجام شد و سپس توسط نرم افزار Image J متالوگرافی کمی انجام شد و نتایجی عددی فاز‌های ریزساختاری مانند اندازه SDAS گزارش شد.

¹ Sub-Size

و "t_f" دما و زمان انتهایی واکنش یوتکتیک ثانویه و در واقع انجماد کامل است.

سرعت سرمایش در نوع ریخته‌گری DWS ۱/۹ برابر و در ریخته‌گری ABL ۱۳ برابر مقدار CSC محاسبه شد. با توجه به معادله (۱) در روش DWS با توجه به قرار داشتن زمان پاشش پس از رشد دندریت و قبل از رشد یوتکتیک، تمرکز بیشتر بر تحت تأثیر قرار دادن یوتکتیک‌ها است و سرعت سرمایش این روش به شکل مرکب است یعنی تا لحظه پاشش آب مشابه CSC و پس از پاشش آب همانند حالت ABL است [۲۴].

در پژوهش‌های پیشین صورت گرفته از ۲۰۰۰ تا ۲۰۲۲، درباره فرایندهای دوشابی با چسب [۲۱-۲۴، ۱۹، ۱۶] در جدول (۲) بالاترین نرخ C.R. مربوط به پژوهش ترکمان بوده که حدود ۴ برابر بیشتر از حالت رایج ریخته‌گری در همان ترکیب آلیاژی و هندسه است. آنچه مقایسه بین این پژوهش‌ها را دشوار می‌سازد انگشت شمار بودن تعداد آن‌ها، مجهول بودن ترکیب چسب استفاده شده، نامعین بودن سرعت تجزیه آن تحت پاشش آب، مدول هندسی و جرم متفاوت قطعات ریخته‌گری شده است. این ابهامات موجب شده تا تنها روش دقیق بررسی تأثیر این پدیده مقایسه با حالت رایج آن باشد که در برخی پژوهش‌ها نیز حالت رایج در ماسه عنوان نشده است.

شروع پاشش آب در ABL ۱۲s پس از پر شدن کامل قالب انجام شد و آن‌چنان که منحنی سرد شدن مشخص شد، مقدار سرعت سرمایش در ABL نسبت به سایر روش‌ها بیشتر بوده و تقریباً برابر با ۱/۹ °C/s است. جدول (۲) به بررسی تغییرات پارامترهای انجماد در پژوهش‌های پیشین در مورد ریخته‌گری دوشابی پرداخته و با نتایج به‌دست‌آمده در این آزمایش مورد مقایسه قرار داده است. در این جدول دو پارامتر قابل مشاهده است که یکی همان سرعت سرمایش است که با C.R. نشان داده شده و دیگری سرعت سرمایش در کل فرایند انجماد است که با T.C.R. عنوان شده که کوتاه شده‌ی عبارت "Total Cooling Rate" است. این دو پارامتر بر اساس معادله‌های (۱) و (۲) محاسبه شده‌اند [۲۴].

$$C.R = \frac{T_e - T_\alpha}{t_e - t_\alpha} \quad (1)$$

$$T.C.R = \frac{T_f - T_\alpha}{t_f - t_\alpha} \quad (2)$$

در این معادله‌ها "T_e" دما و "t_e" زمان شروع واکنش یوتکتیک است و "T_α" و "t_α" زمان شروع رشد فاز دندریتی α-Al و "T_f"

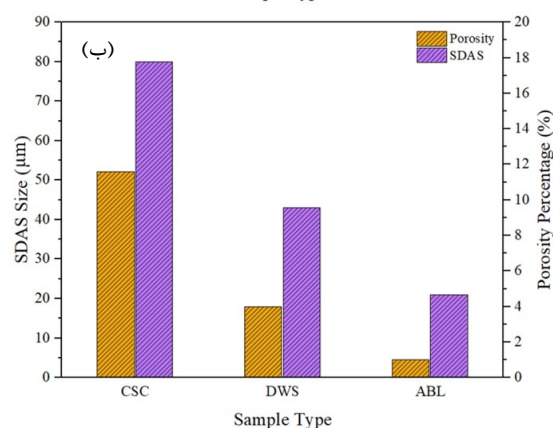
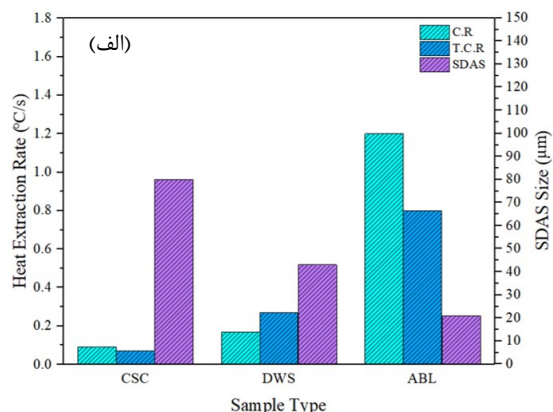
جدول ۲- مقایسه بین نتایج مشخصات حرارتی انجماد در پژوهش‌های صورت گرفته دوشابی با آزمایش‌های حال از این پژوهش.

سال	پژوهشگر	آلیاژ	T.C.R. (°C/s)	بیشینه C.R. (°C/s)	C.R. نسبت به CSC	T.C.R. (°C/s)
۲۰۰۹	گرسی ^۱ ، کمبل و همکاران [۱۶، ۲۴]	A356	< ۱۰۰	-	-	-
۲۰۱۲	بهلولی، بوتراپی و همکاران [۲۳]	A356	۰/۴۳	۱	٪۱۹	۰/۳۴
۲۰۱۴	دودکه ^۲ و همکاران [۲۱]	A356	-	-	-	-
۲۰۱۶	تقی پوریان، بوتراپی و همکاران [۲۲]	A356	۰/۶۳	۱۵	٪۳۰۰	۲/۷
۲۰۲۰	ترکمان و بوتراپی و همکاران [۱۹]	فولاد ساده کربنی	۰/۸۳	۱۲	٪۳۹۵	-
این پژوهش	CSC	A356	۰/۰۹	۰/۲	۰	۰/۰۷
این پژوهش	DWS	A356	۰/۱۷	۱/۶	٪۱۹۰	۰/۲۷
این پژوهش	ABL	A356	۱/۲	۶/۴	٪۱۳۰۰	۰/۸

² Dudke

¹ Grassi

خواص کششی در ABL و سپس در DWS قبل از مراجعه به نتایج آزمایش کشش قابل پیش‌بینی بود [۲۴].



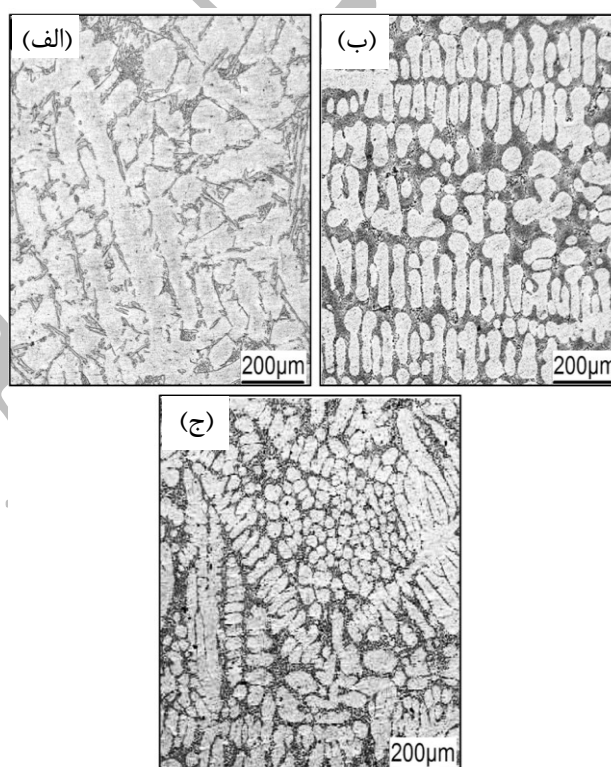
شکل ۵- الف) نمودار تغییرات در C.R. و T.C.R. و تأثیر آن بر کاهش اندازه SDAS، ب) نمودار تغییرات درصد تشکیل حفرات در قطعه و نسبت آن با کاهش اندازه SDAS در قطعات تولیدشده به روش‌های CSC، DWS، ABL.

۳-۳- آزمایش کشش

شکل (۶) نتایج آزمایش کشش را ارائه کرده است. این آلیاژ در روش CSC به دلیل نرخ انتقال حرارت پایینی که داشت استحکام کششی نهایی آن برابر با ۱۲۵ MPa بود که با اعمال فرایندهای دوشابی میانگین استحکام کشش نهایی برای نمونه ABL با ۱۷۶٪ بهبود برابر با ۲۱۸ MPa شد. فرایند DWS این مقدار را ۱۵۴٪ بهبود بخشید و مقدار ۱۹۳ MPa را نشان داد. مقدار ϵ_f در نمونه‌های CSC برابر با ۳٪ بود که با استفاده از فرایند ABL به ۱۷٪ رسیده است. عامل اصلی این تغییر، ریزتر شدن ۴ برابری SDAS و کاهش چشم‌گیر حفرات به کمتر از ۱٪ در روش ABL بود. یعنی روش ABL توانسته از دید طول در این آلیاژ را ۵ برابر حالت رایج بهبود بخشد. در روش DWS اندازه SDAS نسبت به CSC کاهش ۲ برابری داشته که موجب کاهش ۳ برابری حفرات نیز شده و مقدار ϵ_f در این نمونه‌ها را به ۱۱/۳٪ رسانده که حدوداً ۳/۷ برابر حالت رایج است.

۲-۳- بررسی ریزساختار

ریزساختارهای به‌دست‌آمده از هر قطعه از محلی نزدیک به ترموکوپل انتخاب‌شده است که در شکل (۴) نشان داده‌شده است. با مطالعه و اندازه‌گیری SDASها مشاهده می‌شود که در اثر افزایش سرعت انتقال حرارت از مقدار اندازه آن‌ها کاسته شده است. آن‌چنان‌که در نمودار ترسیم شده در شکل (۵) مشاهده می‌شود مقدار SDAS در روش CSC حدوداً $80\mu\text{m}$ است و در روش DWS با افزایش حدوداً ۲ برابر در C.R. اندازه دانه به $44\mu\text{m}$ رسیده که تقریباً نصف شده ولی در روش ABL با ۱۳ برابر شدن C.R. اندازه SDAS در ریزساختار آن به $21\mu\text{m}$ رسیده که حدوداً ۴ برابر کاهش یافته است.

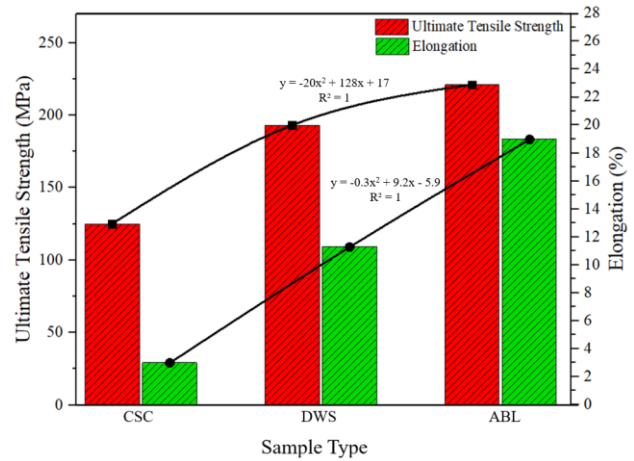


شکل ۴- تصاویر ریزساختار نمونه‌های مورد مطالعه حاصل از: الف) CSC، ب) DWS، ج) ABL.

با افزایش سرعت سرمایه‌گذاری فرصت رشد از حفره‌های ریز انقباضی گرفته می‌شود و در عین حال با کاهش اندازه دندریته‌ها و همچنین پارامتر SDAS احتمال تشکیل حفره انقباضی در بین دندریته‌های فاز α نیز کاهش می‌یابد [۱۳، ۲۸، ۲۹] در روش ABL با مقدار حفرات تشکیل شده کمتر از ۱٪ اندازه‌گیری شد و این روش کمترین مقدار این ناپیوستگی را داشت. در روش DWS درصد تشکیل حفرات نسبت به سطح ریزساختار زیر ۴٪ اندازه‌گیری شد که نسبت به مقدار آن در CSC ۶۳٪ کاهش نشان داده است و بر اساس این نتایج احتمال بیشترین افزایش

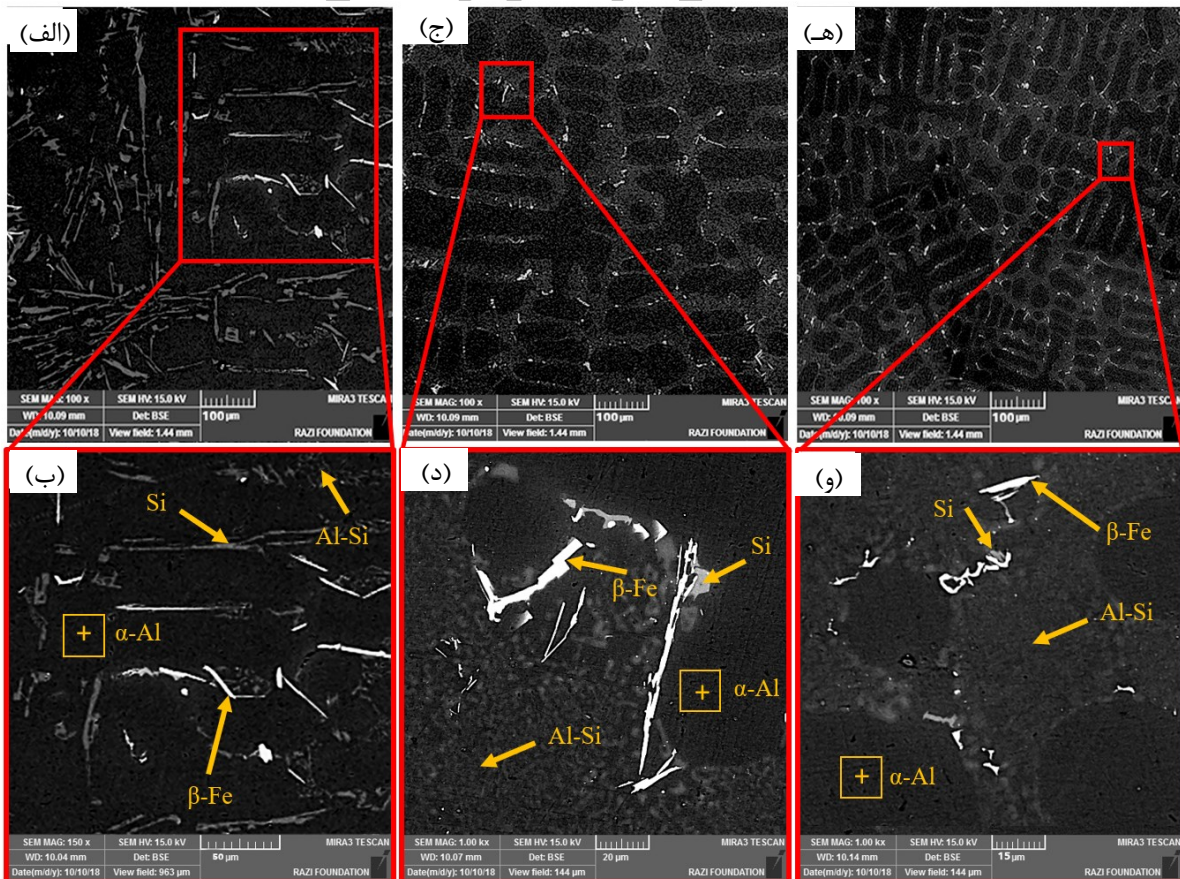
توانسته استحکام کششی نهایی را مشابه با ABL افزایش دهد. در صورتی که این بهبود در استحکام را در گرو تغییرات روی دندریته‌های فاز α دانسته شود، این افزایش استحکام قابل توضیح نخواهد بود. به نظر می‌رسد در این موضوع علاوه بر نقش دندریته‌های فاز اولیه، یوتکتیک‌ها نیز نقش قابل توجهی در افزایش خواص کششی داشته و روش DWS توانسته با مقدار T.C.R نسبتاً بالاتر علاوه بر اثرگذاری جزئی بر SDAS با بالا بردن سرعت انتقال حرارت، انجماد یوتکتیک را تحت تأثیر قرار دهد.

شکل (۷) عکس‌های SEM ریزساختار نمونه‌های تولید شده توسط فرایندهای متفاوت را نشان داده و فازهای تشکیل شده در آن در شکل‌های Y-b و Y-d و Y-f بر اساس نتایج EDX نشان داده شده است. آن‌چنان که قبلاً نیز در عکس‌های میکروسکوپ نوری شکل (۴) نیز مشخص بود اندازه SDASها در ABL کمترین و در CSC بیشترین مقدار را دارد که این کاهش در اندازه دندریته‌های ثانویه خود توانسته موجب ارتقای درصد ازدیاد طول در نمونه‌های ABL بیش از DWS شود. اندازه فازهای β که غنی از آهن هستند و فازهای Si که به شکل جدا شده (divorced) از یوتکتیک اصلی رشد کرده‌اند در نمونه‌های



شکل ۶- نتایج ویژگی‌های مکانیکی (UTS و ازدیاد طول) در آزمون کشش در آلیاژ A356

با بررسی دو شکل (۵-الف) و (۶)، و مقایسه نتایج DWS و ABL با یکدیگر، این موضوع مورد توجه قرار می‌گیرد که با اینکه مقدار نرخ سرمایش (C.R) نمونه‌های ABL حدود ۷ برابر DWS است ولی بهبود تنش تسلیم مشاهده شده حدود ۱۳٪ است. این در حالی است که بهبود ازدیاد طول حدود ۵۰٪ بوده است. با دانستن این موضوع که C.R تأثیر مستقیمی بر رشد دندریته‌ها دارد و DWS نتوانسته به خوبی ABL، اندازه SDAS را کاهش دهد، ولی



شکل ۷- عکس‌های SEM ریزساختار نمونه‌های مورد مطالعه: (الف) ریزساختار نمونه CSC (ب) ریزساختار نمونه CSC در بزرگنمایی بالاتر (ج) نمونه DWS (د) ریزساختار نمونه DWS در بزرگنمایی بالاتر (ه) نمونه ABL، (و) ریزساختار نمونه ABL در بزرگنمایی بالاتر.

- [2] Campbell J., Complete casting handbook: Metal casting processes, Techniques and Design, 2015, 2nd Edition.
- [۳] بوترابی س. م.ع.، کزازی غ.، مصلح ب.، نفیسی ش.، نگرشی نوین بر سیستم‌های راهگامی، مرکز تحقیقات ریخته‌گری، دانشگاه علم و صنعت ایران، چاپ سوم، ۱۳۸۶.
- [4] Ghoncheh M.H., Godratnama Shabestari S., Abbasi M.H., Effect of cooling rate on the microstructure and solidification characteristics of Al2024 alloy using computer-aided thermal analysis technique, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2014.
- [5] Godratnama Shabestari S., Malekan M., Thermal analysis study of the effect of the cooling rate on the microstructure and solidification parameters of 319 aluminum alloy, Canadian Metallurgical Quarterly, 2005, 44(3), 305-312.
- [6] Jinugu BR., Inampudi NM., Microstructure, SDAS and mechanical properties of A356 alloy castings made in sand and granulated blast furnace slag moulds, Archives of Foundry Engineering, 2017, 17(1) 179-191.
- [7] Choi S.H., Barlat F. & Liu J., Effect of precipitates on plastic anisotropy for polycrystalline aluminum alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32 (2239).
- [8] Easton M., Davidson C., John S.D., Effect of alloy composition on the dendrite arm spacing of multicomponent aluminum alloys, Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2010, 41(6) p1528-1538.
- [9] Patel MGC., Krishna P., Parappagoudar M.B., Prediction of secondary dendrite arm spacing in squeeze casting using fuzzy logic based approaches, Archives of Foundry Engineering, 2015, 15(1) 51-68.
- [10] Godratnama Shabestari S., Moemeni H., Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys, Journal of Materials Processing Technology, 2004, 153-154 (1-3), 193-198.
- [11] Hosseini VA., Godratnama Shabestari S., Gholizadeh R., Study on the effect of cooling rate on the solidification parameters, microstructure and mechanical properties of LM13 Alloy using cooling curve thermal analysis technique, Materials and Design, 2013, 50 7-14.
- [12] Santhi S., Sakri SB., Rao DH., Sundarajan S., Estimation of shrinkage porosity of a cast aluminium alloy, Journal on Mechanical Engineering, 2018, 2, 19-25.
- [13] Uludağ M., Cetin R., Gemi L., et al, Change in porosity of A356 by holding time and its effect on mechanical properties, Journal of Materials Engineering and Performance, 2018, 27, 5141-5151.
- [14] Dahle A.K., John St.D.H., Rheological behaviour of the mushy zone and its effect on the formation of casting defects during solidification. Acta Materialia, Elsevier Science, 1998, 47(1) 31-41.
- [15] Nicoletto G., Anzelotti G., Konečná R., X-ray computed tomography vs. metallography for pore sizing and fatigue of cast Al-alloys, Procedia Engineering, 2010, 2(1) 547-554.
- [16] Grassi J., Campbell J., Hartlieb M., Major F., The ablation casting process, Materials Science Forum, 2009, 618-619, p591-594.
- [17] Salarvand M., Boutorabi S.M.A., Pourgharibshahi M. et al., Effect of cooling rate on the microstructure and

ABL نسبت به DWS بسیار کوچک‌تر شده است و می‌تواند بهبود استحکام کششی نهایی نمونه در تغییر فرایند از DWS به ABL را توضیح دهد [۳۰]. آن‌چنان که در عکس‌های SEM مشاهده می‌شود بافت یوتکتیک Al-Si و فاصله بین یا ضخامت لایه‌های یوتکتیک در مقایسه بین دو فرایند دوشابی تفاوت چشم‌گیری نداشته و به همین دلیل نتیجه آزمایش کشش، نقطه تنش تسلیم نهایی این دو روش را نزدیک به هم نشان داده است. زیر در روش DWS آب‌پاشی اگرچه با اندکی تأخیر به سبب تشکیل پوسته‌ی جامد اولیه رخ داده و نتوانسته نرخ سرمایشی به بزرگی روش ABL ایجاد کرده و اندازه SDAS بزرگ‌تری دارد ولی آب‌پاشی قبل از نقطه شروع رشد یوتکتیک رخ داده و یوتکتیک‌های درشت ساختار CSC تحت تأثیر قرار گرفته و تا نزدیکی آنچه در ABL مشاهده می‌شود، ریز سازد [۱۷، ۲۴، ۳۰، ۳۱، ۳۲].

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- در روش دوشابی همراه با چسب حل شونده در آب، قالب‌گیری ساده‌تر است و مقادیر سرعت سرمایش بالاتری نیز ایجاد می‌کند. مسئله اصلی رسیدن به ترکیب شیمیایی ویژه چسب است. از دیگر سو، روش DWS نشان داده که در هندسه خاصی از قطعات، با استفاده از چسب‌های رایج مانند سیلیکات سدیم، قادر است در سرعت سرمایش پایین‌تر و با صرف هزینه کمتر، استحکام کششی نهایی را تا ۱۳ درصد روش همراه با چسب بهبود بخشد.
- ۲- در مقایسه دو روش دوشابی ازدیاد طول در روش با چسب ویژه ۶۵٪ بیشتر از حالت با چسب سیلیکات سدیم (DWS) بود که دلیل آن سرعت سرمایش بالا در این روش است ولی استحکام تسلیم نهایی ۱۳٪ تفاوت داشت.
- ۳- در توجیه روند بهینه نمودن خواص کششی قطعات دوشابی شده، علاوه بر نقش دندریته‌ها، یوتکتیک‌ها نیز به شکل موازی نقش مؤثری دارند. به همین دلیل در نظر گرفتن پارامتر سرعت سرمایش (C.R)، از آنجایی که تنها رشد دندریته‌ها در نمودار (T-t) را در نظر می‌گیرد، به‌عنوان پارامتری جامع برای پیش‌بینی خواص مکانیکی در قطعات کفایت نمی‌کند و به‌جای آن بهتر است پارامتر T.C.R لحاظ شود.

مراجع

- [1] Kaufman JG., Rooy EL., Aluminum alloy castings: Properties, Processes, and Applications, 2004.

- Foundrymen's Society, INC., Foundry Alloys, 1990, 2 266.
- [26] Baghani A., Kheirabi A., Bahmani A., et al., Reducing melt surface turbulence by employing surge and filter in a conventional non-pressurizing gating system: simulation and experiment, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2021, 66(2) 397-405.
- [۲۷] بوترابی س.م.ع.، حمزه‌لو ح.، مفاهیم جدید در فناوری‌های ذوب و ریخته‌گری، دانشگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۸۹.
- [28] Yousefian P., Tiryakioğlu M., Pore formation during solidification of Aluminum: reconciliation of experimental observations, modeling assumptions, and classical nucleation theory, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(2) 563-575.
- [29] Stefanescu DM., Catalina A.V., Physics of microporosity formation in casting alloys—sensitivity analysis for Al–Si alloys, *International Journal of Cast Metals Research*, 2011, 24 (3-4) 144-150.
- [30] Pourgharibshahi M., Divandari M., Saghafian H., Timelli G., Eutectic nucleation in 7xxx series aluminum alloys from a non-classical viewpoint, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2020, 51(9) 4572–4583.
- [31] Pourgharibshahi M., Divandari M., Sagha H., Ashtari P., Controlled diffusion solidification processing : a review, *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 250 (January) 203–219.
- [32] E. Barbarias, Niklas A., Lizarralde I., Garat M., Bakedano A., and Fernández-Calvo A.I., Ablation technology applied to A356 alloys compared with conventional casting processes, *Materials Science And Engineering A*, 2022, 833(October 2021).
- mechanical properties of high-zinc AA 5182 aluminum wrought alloy cast by the ablation green sand mold casting process, *International Journal of Metalcasting*, American Foundry Society, February 2021.
- [18] Heidari E., Boutorabi S.M.A., Honaramooz M.T., et al, Ablation casting of thin-wall ductile iron, *International Journal of Metalcasting*, American Foundry Society, 2021.
- [19] Boutorabi S.M.A., Torkaman P., Campbell J., et al., Structure and properties of carbon steel cast by the ablation process, *International Journal of Metalcasting*, American Foundry Society, 2021, 15(1)306-318.
- [20] Sui D., Han Q., Modeling ablation casting, *International Journal of Metalcasting*, 2022, 16, 132-142.
- [21] Dudek P., Fajkiel A., Reguła T., The research on the ablation casting technology for Aluminium alloys, *Solid State Phenomena*, 2014, 223 70-77.
- [22] Taghipourian M., Mohammadaliha M., Boutorabi S.M.A., et al., The effect of waterjet beginning time on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy during the ablation casting process, *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 238 89-95.
- [23] Bohlooli V., Mahalli M.S., Boutorabi S.M.A., Effect of ablation casting on microstructure and casting properties of A356 aluminium casting alloy, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2013, 26(1) 85-91.
- [24] Kheirabi A., Divandari M., Boutorabi S.M.A., et al., Effect of the modified ablation casting process on the mechanical properties and microstructure of near eutectic Al-Si alloy, *International Journal of Metalcasting*, American Foundry Society, May 2021.
- [25] Backerud L., Chai G., Tamminen J., Solidification characteristics of Aluminum alloys, American



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Effect of the Ablation Casting Binder Type on Improving the Tensile Strength of A356 Aluminum Alloy

Ali Kheirabi¹, Mohammad Pourgharibshahi^{2*}

1. Ph.D. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Narmak, Tehran, Iran
2. Assistant professor, Department of Chemical and Materials Engineering, Sirjan University of Technology, 78137-33385 Sirjan, Iran

* Corresponding author: 034-41520000, m_pourgharib@sirjantech.ac.ir

Paper history:
Received: 05 February 2022
Accepted: 20 April 2022

Abstract:

This research investigated the cooling curves and tensile test results of three casting methods: conventional CO₂ sand casting (CSC), ablation casting with a water-soluble binder (ABL), and Ablation casting with Na₂SiO₃ binder (DWS). With the as-cast CSC samples, the σ_{UTS} and ϵ_f were 125 MPa and 3%, respectively which were promoted by the DWS process to 193 MPa and 11.5 %, respectively. The ABL process could increase the σ_{UTS} and ϵ_f to 210 MPa and 19 %, respectively. According to metallography examinations, the SDAS of α -Al dendrites decreased from 80 μ m in CSC to 40 μ m in DWS and 20 μ m in ABL. Ablation with a water-soluble binder had the most effect on tensile mechanical properties as it provided the highest cooling rate (1.2 °C/s) comparing to the two other processes. The differences between these two Ablation procedures were 50% in SDAS and 65% in ϵ_f , while 13% with respect to σ_{UTS} . Prior researches attributed these enhancements to the α -Al dendrites SDAS affected by the high cooling rate experienced. The DWS results, however, reveal a research gap indicating the participation of other factors besides merely the α -Al dendrites in improvement of the mechanical properties in Al-Si alloys.

Keywords:

Ablation casting,
A356 alloy,
Water-soluble binder,
Thermal analysis,
Tensile strength.

Please cite this article using:

Ali Kheirabi, Mohammad Pourgharibshahi, Effect of the Ablation Casting binder type on improving the tensile strength of A356 Aluminum Alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2021, 5(3) 165-183.

DOI: 10.22034/FRJ.2022.327195.1150

Journal homepage: www.foundingjournal.ir