



پژوهش نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

تأثیر انجماد نفوذی کنترل شده بر افزایش سینتیک همگن سازی آلیاژ ۷۰۶۸ آلومینیم

حامد نوبری^{۱*}، محمد پورغریب شاهی^۲، رامین رئیس‌زاده^۳

۱- دانشجو کارشناسی ارشد، بخش مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه شهید باهنر کرمان

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

۳- استاد، بخش مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه شهید باهنر کرمان

* نویسنده مکاتبه کننده: Email: hamed.nobari@eng.uk.ac.ir

چکیده:

تاریخ دریافت: ۲۱ اردیبهشت ۱۴۰۳

تاریخ بازنگری: ۱۷ تیر ۱۴۰۳

تاریخ پذیرش: ۱۷ تیر ۱۴۰۳

در این پژوهش آلیاژ ۷۰۶۸ کارپذیر آلومینیم با دو روش انجماد نفوذی کنترل شده و انجماد معمولی تولید شد. سپس تأثیر انجمادی نفوذی کنترل شده بر افزایش سینتیک همگن سازی این آلیاژ بعد از ۶ و ۱۲ ساعت در دمای 450°C به کمک آنالیزهای EDS نقطه‌ای بررسی گردید. نتایج حاصل از آنالیزهای EDS نقطه‌ای نشان داد که آلیاژ تهیه شده به روش انجماد نفوذی کنترل شده بعد از گذشت ۱۲ ساعت عملیات حرارتی همگن سازی، ترکیب شیمیایی یکنواخت‌تری نسبت به آلیاژ با انجماد معمولی دارد. آلیاژ تهیه شده به روش انجماد نفوذی کنترل شده در مقایسه با انجماد معمولی با جوانه زنی سریع و پر شمار و عدم برقراری شرایط تعادل در فصل مشترک جامد/ مایع در مراحل اولیه انجماد همراه است که منجر به انباشت قابل توجهی از جاهای خالی در ریزساختار شده و افزایش سینتیک همگن سازی آلیاژ با انجماد نفوذی کنترل شده را به همراه دارد.

واژه‌های کلیدی:

انجماد نفوذی کنترل شده،

انجماد معمولی،

همگن سازی،

آلیاژ آلومینیم ۷۰۶۸.

ارجاع به این مقاله:

حامد نوبری، محمد پورغریب شاهی، رامین رئیس‌زاده، بررسی اثر دمای فوق ذوب و اصلاح سازی بر انتقال رشد ستونی به هم‌محور آلیاژ یوتکتیک Al-Si، پژوهش نامه ریخته‌گری،

بهار و تابستان ۱۴۰۳، جلد ۸، شماره ۱، صفحات ۳۹-۵۰.

شناسه دیجیتال: 10.22034/fej.2024.445351.1193 (DOI)

۱- مقدمه

جلوگیری کرده، مانع از جبران انقباض می‌شود و پارگی گرم را به همراه دارد که یکی از شایع‌ترین و جدی‌ترین عیب‌هایی است که در هنگام ریخته‌گری آلیاژهای کارپذیر رخ می‌دهد که موضوع مطالعات متعددی بوده است [۲-۴]. به همین دلیل، این آلیاژها معمولاً به صورت شمش ریخته می‌شوند و متعاقباً با فرآیندهای مکانیکی مانند نورد، اکستروژن، کشش و فورجینگ به شکل نهایی درمی‌آیند. این فرآیندها به طور قابل توجهی هزینه قطعه تولید شده را افزایش می‌دهد [۵]. در نتیجه امکان

آلیاژهای آلومینیم به دو دسته ریختگی^۱ و کارپذیر^۲ طبقه بندی می‌شوند. آلیاژهای کارپذیر خواص فیزیکی و مکانیکی برتری نسبت به دسته دیگر از خود نشان می‌دهند. با این حال، شکل ریزی آلیاژهای کارپذیر از طریق روش‌های معمول ریخته‌گری به دلیل حساسیت بالای این آلیاژها به عیب پارگی گرم^۳ تقریباً غیر ممکن است [۱]. ساختار دندریتی درشت دانه و نفوذپذیری ناکافی آن از جریان یافتن مذاب در فضای بین دندریتها

³ Hot Tearing

¹ Cast Alloy

² Wrought Alloy

آلیاژهای آلومینیم کارپذیر سری Yxxx به دلیل استحکام ویژه بالا، به طور گسترده در صنعت هوافضا کاربرد دارند [۹]. شکل ریزی سالم آلیاژهای Al-Zn-Mg-Cu به روش ریخته‌گری معمولی به دلیل پیچیدگی ساختار دندریتی بسیار دشوار است. تحقیقات اخیر حاکی از شکل ریزی موفق این آلیاژها، از جمله آلیاژهای ۷۰۵۰، ۷۰۷۵ و ۷۰۶۸ با روش CDS است [8,10,11]؛ ساختار در این آلیاژها از دانه‌های فاز اولیه آلومینیم ($Al\alpha$) که با یوتکتیک غیرتعادلی $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ موسوم به فاز سیگما احاطه شده، تشکیل شده است. فاز سیگما عمدتاً از فاز $MgZn_2$ دوتایی نشات می‌گیرد به طوری که Al و Cu در زیرشبکه Zn به جای آن جایگزین می‌شوند. مطالعات حاکی از آن است که فاز سیگما به تدریج در طول همگن‌سازی به درون ماتریس داخل دانه‌ها پخش شده و از بین می‌رود [۱۲]. مس با معادله نفوذ $D=4.8 \times 10^{-5} \exp(-16096/T)$ ، در دماهای مختلف سرعت نفوذ در جامد به مراتب کمتری نسبت به منیزیم $D=6.23 \times 10^{-5} \exp(-13831/T)$ و روی $D=2.45 \times 10^{-5} \exp(-14385/T)$ دارد [۱۳]. این امر منجر به غلظت بالاتر مس در مرزدانه‌ها در حین همگن‌سازی می‌شود [۱۴]. از آنجا که این آلیاژها به لحاظ ترمودینامیکی در دمای محیط تک فاز هستند [۲] انتظار می‌رود عملیات حرارتی همگن‌سازی به طور کامل یوتکتیک غیرتعادلی را حل‌سازی کند و ساختار تک فاز حاصل شود. حضور ناخالصی‌های آهن و سیلیسیم در طی ریخته‌گری آلیاژهای Al-Zn-Mg-Cu باعث تشکیل فازهای درشت بین‌فلزی Al_7Cu_2Fe و Mg_2Si با اندازه‌های بزرگ‌تر از ۱ میکرومتر در مرزدانه می‌شود [۱۵] و به دلیل نقطه ذوب بالاتر، در طول عملیات حرارتی به صورت نامحلول بوده و عمدتاً سینتیک حل‌سازی کندی دارند [۱۶، ۱۷].

کند بودن سینتیک همگن‌سازی ساختار خام ریخته‌گری آلیاژهای کارپذیر در قطعات به صورت شمش و یا به صورت شکل ریزی یک چالش پرهزینه در صنعت است. مطالعات اولیه نشان داده است که اصلاح مسیر انجماد آلیاژها ممکن است بر سینتیک همگن‌سازی یا حل‌سازی فازهای غیرتعادلی تأثیرگذار باشد. در این مقاله اثر روش فرآوری انجمادی نوین، انجماد نفوذی کنترل-شده، بر افزایش سرعت یا سینتیک همگن‌سازی آلیاژ کارپذیر ۷۰۶۸ بررسی می‌شود.

۲- روش آزمایش

اختصارات و نامگذاری‌های استفاده شده در متن برای تعریف آلیاژها و پارامترهای مختلف در جدول (۱) آورده شده است.

ریخته‌گری آلیاژهای کارپذیر به شکل نهایی و بدون ایجاد پارگی گرم از نظر اقتصادی سودمند خواهند بود.

برای ریخته‌گری آلیاژهای کارپذیر آلومینیم و غلبه بر عیب پارگی گرم در ریزساختار دندریتی، فرآیندهای ریخته‌گری فلز نیمه جامد^۱ (SSM) در طول چهل سال گذشته ابداع شده‌اند. از مهم‌ترین روش‌های ریخته‌گری فلز نیمه جامد می‌توان به فرآیند رثوکستینگ و تیکسوفرمینگ اشاره کرد [۶]؛ در این فرآیندها، آلیاژ مذاب با ترکیب مورد نظر با اعمال مداوم یک نیروی خارجی مکانیکی یا مغناطیسی برای انتقال حرارت و جوانه‌زنی فراوان با شروع انجماد به ناحیه نیمه جامد (ناحیه خمیری) آورده می‌شود و مدتی در کوره نگهداری می‌گردد تا امکان همگن‌سازی حرارتی و رشد پایدار جوانه‌های غیر دندریتی فراهم گردد. سپس فلز نیمه جامد از طریق یک فرآیند ریخته‌گری به کمک فشار به یک جزء/شکل ریخته می‌شود. فازهای اولیه در ریزساختار محصولات در ریخته‌گری SSM به دلیل شکست و تجزیه دندریتهای انجماد یافته ناشی از اعمال نیروی خارجی، غیر دندریتی هستند. با این حال فرآیندهای ریخته‌گری فلز نیمه جامد به دلیل پیچیدگی، عدم تکرارپذیری، زمان یکنواخت‌سازی طولانی و هزینه‌های بالا مورد پسند تجاری صنعت نیست [۶].

فرآیند انجماد نفوذی کنترل شده^۲ (CDS) یک فرآیند ریخته‌گری جدید است که با تغییر مسیر انجماد، مشکل ساختار دندریتی درشت دانه را به خوبی رفع کرده و امکان شکل‌ریزی آلیاژهای کارپذیر بدون پارگی گرم را فراهم کرده است [۵]. شکل ریزی سالم این آلیاژها فرآیندهای میانی کار مکانیکی و هزینه‌های مربوط به آن را حذف کرده و سرعت تولید را بالا می‌برد. با این حال، استفاده از خواص مکانیکی بالقوه آلیاژهای کارپذیر در قطعات شکل ریزی شده، جایی که امکان اعمال کار مکانیکی وجود ندارند، مستلزم انجام عملیات حرارتی همگن‌سازی و رسوب‌سختی است. در فناوری CDS دو آلیاژ مذاب پیش‌ساز با ترکیب شیمیایی و دمای از پیش تعیین شده باهم مخلوط می‌شوند به صورتی که آلیاژ با جرم حرارتی بیشتر^۳ (HTM) به آلیاژ دوم با جرم حرارتی کمتر^۴ (LTM) با نسبت معین اضافه می‌شود. فوق‌گداز دو آلیاژ پیش‌ساز و نسبت جرم آن‌ها از عوامل کلیدی در تشکیل ریزساختار کروی به حساب می‌آید [۷، ۸]. استفاده از این فناوری به صورت تجاری پیچیدگی چندانی ندارد و از نظر اقتصادی مقرون به صرفه است و تنها هزینه سرمایه‌گذاری، اضافه کردن یک کوره دیگر در تجهیزات ریخته‌گری برای نگهداری آلیاژ مذاب دوم است.

³ High Thermal-Mass

⁴ Low Thermal Mass

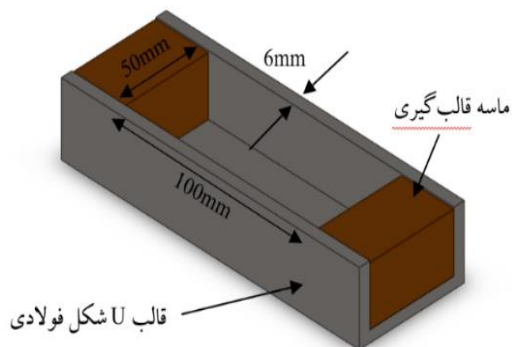
¹ Semi Solid Metal

² Controlled Diffusion Solidification

جدول ۱- اختصارات و نامگذاری استفاده شده در این پژوهش.

نماد	توضیحات	نماد	توضیحات
A ₁	آلیاژ پیش‌ساز اول	σ_d	درصد اختلاف انحراف از معیار آلیاژ CDS نسبت به CS
T _{L1}	دمای لیکوئیدوس آلیاژ پیش‌ساز اول	CDS as-cast	آلیاژ تولید شده به روش انجماد نفوذی کنترل شده بدون عملیات حرارتی همگن‌سازی
A ₂	آلیاژ پیش‌ساز دوم	CS as-cast	آلیاژ تولید شده به روش انجماد معمولی بدون عملیات حرارتی همگن‌سازی
T _{L2}	دمای لیکوئیدوس آلیاژ پیش‌ساز دوم	CDS6	آلیاژ CDS با ۶ ساعت عملیات حرارت همگن‌سازی
M _F	نسبت جرمی آلیاژ پیش‌ساز اول به آلیاژ پیش‌ساز دوم	CS6	آلیاژ CS با ۶ ساعت عملیات حرارتی همگن‌سازی
\bar{X}	میانگین درصد وزنی عناصر	CDS12	آلیاژ CDS با ۱۲ ساعت عملیات حرارتی همگن‌سازی
σ	میزان انحراف از معیار عناصر	CS12	آلیاژ CS با ۱۲ ساعت عملیات حرارتی همگن‌سازی

بعد از اختلاط دو مذاب، ریخته‌گری مخلوط حاصل یا همان آلیاژ هدف صورت گیرد. فرآیند CDS در شکل ۲ به صورت شماتیک نشان داده شده است. دمای لیکوئیدوس هر یک از آلیاژهای پیش‌ساز با وارد کردن ترکیب اسمی آن‌ها در نرم افزار JMatPro[®] محاسبه شد. ترکیب شیمیایی حقیقی تمامی آلیاژها به جز آلیاژ A₂، توسط آنالیز طیف‌سنج جرقه‌ای^۲ (SES) اندازه‌گیری شد. زیاد بودن درصد وزنی Zn در آلیاژ A₂ باعث ایجاد خطا در نتایج SES می‌شود؛ در نتیجه ترکیب شیمیایی آن توسط روش طیف‌سنجی فلورسانس پرتو ایکس^۳ (XRF) تخمین زده شد. جدول ۲، ترکیب شیمیایی و دمای لیکوئیدوس محاسبه شده برای هر یک از آلیاژها را نشان می‌دهد.



شکل ۱- قالب طراحی شده برای تهیه شمش اولیه.

ترکیب اسمی آلیاژ مورد نظر Al-7.8Zn-2.6Mg-2Cu انتخاب شده است که در وسط محدوده تغییرات ترکیبی مجاز برای آلیاژ آلومینیم استاندارد AA7068 است. به منظور بررسی ساختار و خواص مکانیکی، تهیه این آلیاژ با دو روش انجماد نفوذی کنترل شده (CDS) و انجماد معمولی^۱ (CS) مد نظر است. قالب مورد استفاده برای شمش‌ریزی در این پژوهش یک قالب U شکل فولادی به ضخامت ۶ میلی‌متر است که طول آن از دو طرف با ماسه قالب‌گیری محدود شده است. شکل (۱) شماتیکی از این قالب را نشان می‌دهد. با توجه به ماسه‌ای بودن طرفین قالب انتظار می‌رود انجماد از کف و دیواره‌های طویل به دلیل ماهیت فلزی آن شروع شده و در امتداد ضخامت پیشروی کند.

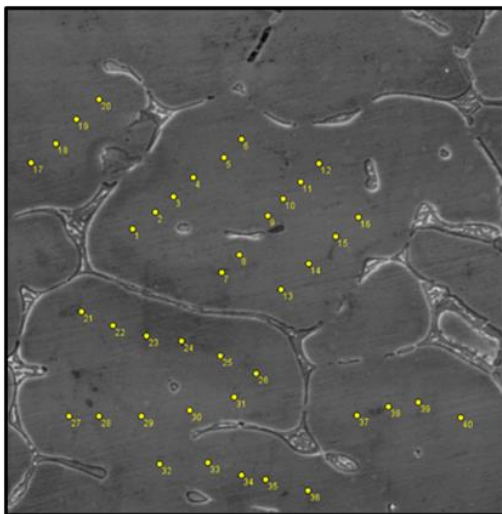
جهت تهیه آلیاژ ۷۰۶۸ به روش انجماد نفوذی کنترل شده، ترکیب اسمی آلیاژ A₁ با جرم حرارتی بیشتر برابر با Al-3.5Mg و ترکیب اسمی آلیاژ A₂ با جرم حرارتی کمتر، Al-31Zn-8Cu در نظر گرفته شده است. برای ساخت آلیاژ A₁ از آلومینیم با خلوص ۹۹/۸۵ و آمیزان Al-50Mg استفاده شد. در ساخت آلیاژ A₂ نیز از آمیزان Al-30Cu و Zn خالص استفاده گردید. به منظور حذف هرگونه غیرهمگنی در ساختار ریخته‌گری شده این آلیاژها، هر یک در کوره مجزا و ۱۵۰°C بالاتر از دمای لیکوئیدوس ذوب شدند. سپس در کوره تا نزدیکی دمای لیکوئیدوس سرد و نگهداری شدند. ثابت شده است که دو آلیاژ مذاب زمانی به بهترین وجه مخلوط می‌شوند که آلیاژ با جرم حرارتی بیشتر روی آلیاژ با جرم حرارتی کمتر ریخته شود و نسبت جرمی (m_{A1}/m_{A2}) نباید کمتر از ۳ باشد [۸، ۱۸]. همچنین نیاز است که بلافاصله

³ X-Ray Fluorescence¹ Conventional Solidification² Spark Emission Spectroscopy

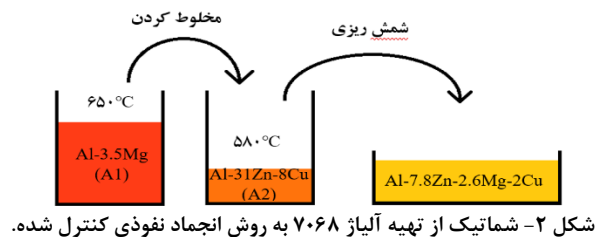
جدول ۲- ترکیب شیمیایی آلیاژها بر حسب درصد وزنی به همراه دمای لیکوئیدوس اندازه گیری شده.

آلیاژها	Zn	Mg	Cu	Al	T _L (°C)	T _S (°C)
A ₁	۰/۰۰۴	۳/۶۶	۰/۰۲	مقدارباقی مانده	۶۴۳	۶۰۵
A ₂	۳۱/۳	-	۸/۷۷	مقدارباقی مانده	۵۷۳	۴۶۵
CDS as-cast	۷/۴۱	۲/۸۴	۱/۷۸	مقدارباقی مانده	-	-
CS as-cast	۸/۰۴	۲/۸۵	۱/۹۶	مقدارباقی مانده	-	-

پایین تر از نقطه ذوب آلیاژ) به منظور همگن سازی کامل فاز سیگما (فاز یوتکتیک غیرتعادلی) داخل کوره آزمایشگاهی با فاصله یکسان از دیواره کوره قرار گرفتند. هر یک از نمونه های CDS و CS در زمان های ۶ و ۱۲ ساعت از داخل کوره توسط انبر فلزی خارج شده و سریعاً در بشر آب با دمای محیط کوئنچ شدند. انتخاب زمان های عملیات حرارتی همگن سازی به صورت دلخواه بوده تا تغییرات غلظت عناصر آلیاژی بر حسب زمان بررسی شود. به منظور بررسی سینتیک همگن سازی و نحوه توزیع عناصر آلیاژی در ساختار زمینه، هر دو نمونه با انجماد متفاوت و زمان عملیات حرارتی یکسان در میکروسکوپ الکترونی روبشی^۱ (SEM) قرار گرفتند و قسمتی از ریزساختار در بزرگنمایی ۹۰۰ برابر که در آن زمینه و دانه ها به وضوح دیده می شدند، انتخاب شد. در هر نمونه از ۴۰ نقطه پراکنده داخل زمینه (به جز مرز دانه ها) آنالیز EDS گرفته شد. در نهایت ۲۴۰ آنالیز EDS از هر نمونه قبل و بعد از همگن سازی به دست آمد (۴۰ آنالیز از هر یک از نمونه های CDS as-cast – CS as-cast – CDS6 – CC6 – CS12 – CDS12). شکل ۳ نقاط انتخاب شده جهت آنالیز در یکی از نمونه های مورد آزمایش را نشان می دهد.



شکل ۳- نقاط انتخاب شده جهت آنالیز EDS نقطه ای.



شکل ۲- شماتیک از تهیه آلیاژ ۷۰۶۸ به روش انجماد نفوذی کنترل شده.

برای تهیه آلیاژ با انجماد معمولی فقط به یک کوره الکتریکی نیاز است. ابتدا آلیاژ A₁ در بوتله گرافیتی داخل کوره ذوب شده و سپس آلیاژ A₂ جامد به آن افزوده می شود. همچنین همانند روش قبل، برای حذف هرگونه غیرهمگنی در ساختار ریخته گری شده، آلیاژ در ۱۵۰°C بالاتر از دمای لیکوئیدوس قرار گرفت و مدتی در آن دما نگهداری شد. در نهایت شمش ریزی آلیاژ هدف با ۵۰°C فوق گداز در قالب مذکور (شکل ۱) با انجماد معمولی صورت گرفت. ترکیب شیمیایی این آلیاژ بر حسب درصد وزنی عناصر در جدول ۱ قابل مشاهده است.

از مرکز شمش های تهیه شده به روش CDS و CS، نمونه های به ابعاد تقریبی ۱×۱×۱ سانتی متر تهیه شد. فرآیند سنباده زنی بر روی نمونه ها از سنباده های سخت شروع و با سنباده های نرم پایان یافت. سپس فرآیند پولیش زنی با خمیر الماسه یک میکرون به کمک دستگاه پولیش انجام شد. در نهایت برای مرئی ساختن ریزساختار و مشاهده آن زیر میکروسکوپ نوری به منظور بررسی ریزساختار دانه های شکل گرفته حین انجماد، هر یک از نمونه ها به مدت ۱۰ ثانیه در محلول Keller با ترکیب شیمیایی (95ml H₂O- 2.5ml HNO₃- 1.5ml HCl- 1ml HF) اچ شدند. به منظور انجام عملیات حرارتی همگن سازی روی آلیاژهای هدف تهیه شده با مسیر انجماد متفاوت، تعداد شش نمونه آماده سازی شد. سه نمونه مربوط به آلیاژ هدف با انجماد نفوذی کنترل شده (CDS) و سه نمونه مربوط به آلیاژ هدف با انجماد معمولی (CS) است. در انتخاب درجه حرارت همگن سازی از دیاگرام فازی که گیائیان و همکاران [۹] در رابطه با آلیاژهای Al-Zn-Mg-Cu و محدوده دمایی مناسب برای فرآیندهای مختلف عملیات حرارتی مطرح کرده بودند استفاده شد. نمونه ها در دمای ۴۵۰°C (کمی

¹ Scanning Electron Microscope

همچنین با داشتن انحراف از معیار هر یک از عناصر آلیاژی در نمونه‌ها با انجماد مختلف در زمان همگن‌سازی یکسان می‌توان درصد اختلاف انحراف از معیار را برای آن‌ها به کمک رابطه زیر محاسبه کرد.

$$\sigma_d = \frac{(\sigma_{CDS} - \sigma_{CS})}{\sigma_{CS}} \times 100 \quad (3)$$

سختی‌سنجی روی شش نمونه مورد استفاده در این آزمایش با آزمون میکروسختی ویکرز صورت گرفت. فرو رونده دارای شکل هرم الماسه مطابق با استاندارد ASTM E92 (2017) Class B و نیروی اعمالی برابر با ۲۵ گرم نیرو (HV0.025 ~ 0.24515N) در نظر گرفته شد. در هر نمونه از پنج نقطه آزمون میکرو سختی گرفته شد به طوری‌که فاصله بین هر نقطه تا نقطه قبل برابر با پنج برابر قطر فرورفتگی بود.

۳- نتایج

تصاویر نوری بدست آمده از ریزساختار خام ریخته‌گری شده آلیاژ ۷۰۶۸ با انجماد نفوذی کنترل شده و انجماد معمولی بعد از اچ کردن در شکل ۴ قابل مشاهده است. رشد دانه‌ها در انجماد نفوذی کنترل شده همانطور که انتظار می‌رفت تقریباً به صورت غیردندریتی و کروی بوده است؛ برخلاف انجماد معمولی که در آن ساختار دندریتی مشاهده می‌شود.

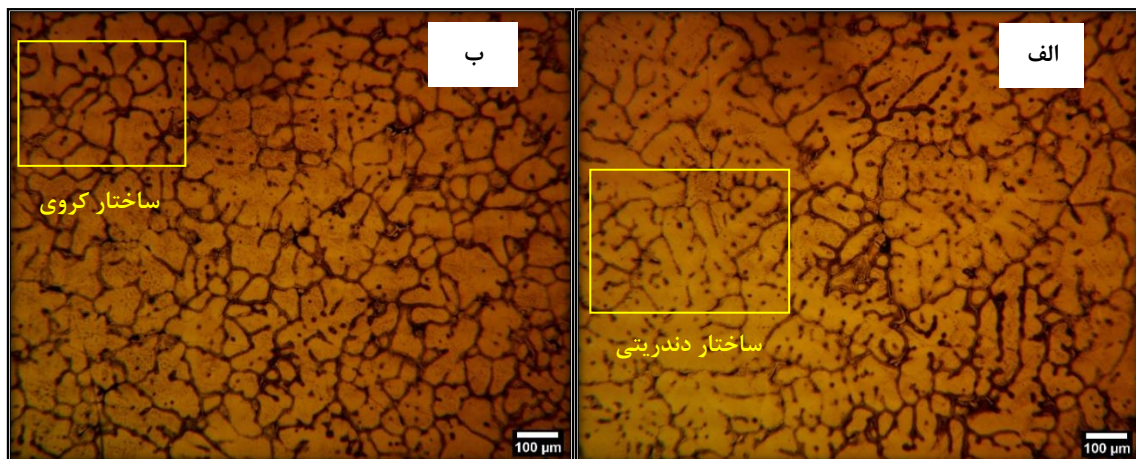
مقادیر میانگین درصد وزنی، انحراف از معیار و درصد اختلاف انحراف از معیار برای عناصر آلیاژی در نمونه‌های CDS و CS قبل از همگن‌سازی و بعد از گذشت ۶ و ۱۲ ساعت همگن‌سازی به ترتیب با استفاده از روابط (۱)، (۲) و (۳) و داده‌های به دست آمده از آنالیز EDS محاسبه شد و در جدول ۳ ارائه شده است.

غلظت عناصر آلیاژی حاصل از آنالیز EDS بر حسب درصد وزنی گزارش گردید. داده‌های حاصل از آنالیز برای هر یک از نمونه‌ها قبل و بعد از همگن‌سازی دسته‌بندی شد. مقدار میانگین درصد وزنی و انحراف از معیار برای هر یک از عناصر آلیاژی (Zn, Mg, Cu) در نمونه‌های مختلف به صورت مجزا محاسبه و به منظور حداقل کردن خطا حین محاسبات، تمامی داده‌های به دست آمده در این قسمت توسط معیار Chauvenet بررسی گردید. اساس معیار Chauvenet یافتن یک محدوده احتمال است که بر میانگین توزیع نرمال متمرکز بوده که باید شامل تمام داده‌های اندازه‌گیری شده در یک آزمایش/آنالیز باشد. با انجام این کار، هر داده از آنالیز که خارج از این محدوده احتمال قرار دارد را می‌توان به عنوان داده غیر محتمل در نظر گرفت و از مجموعه داده‌ها حذف کرد و یک میانگین و انحراف از معیار استاندارد جدید بر اساس مقادیر باقی مانده محاسبه کرد [۱۹]. با داشتن ۴۰ داده از آنالیز EDS در هر نمونه، محاسبه مقدار میانگین درصد وزنی برای هر یک از عناصر آلیاژی از طریق رابطه زیر امکان پذیر است.

$$\bar{X} = \frac{X_1 + X_2 + \dots + X_N}{N} = \sum \frac{X_i}{N} \quad (1)$$

که در اینجا \bar{X} میانگین درصد وزنی، i شماره داده در بازه ۱ تا ۴۰ و N تعداد داده‌ها که برابر با ۴۰ است را نشان می‌دهد. با داشتن مقدار میانگین داده‌ها می‌توان انحراف از معیار (σ) را نیز برای هر یک از عناصر آلیاژی مطابق با رابطه زیر به دست آورد [۱۹].

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{N-1} \sum_{i=1}^N (X_i - \bar{X})^2} \quad (2)$$



شکل ۴- ریزساختار ریخته‌گری شده آلیاژ ۷۰۶۸ با بزرگنمایی ۱۰ برابر. الف) انجماد معمولی با ساختار دندریتی. ب) انجماد نفوذی کنترل شده با ساختار کروی.

جدول ۳- میانگین درصد وزنی، انحراف از معیار و درصد اختلاف انحراف از معیار برای عناصر Zn, Mg و Cu در نمونه‌های ریخته‌شده قبل و بعد از همگن‌سازی.

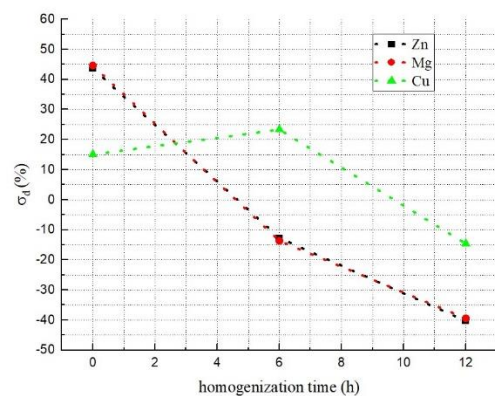
نام عنصر	نمونه	CS as-cast	CDS as-cast	CS6	CDS6	CS12	CDS12
Zn	\bar{X}	6.737	6.461	8.886	8.604	9.176	8.811
	σ	0.685	0.983	0.398	0.348	1.157	0.691
	σ_d	43.597	-12.691	-40.308			
Mg	\bar{X}	1.268	1.247	1.407	1.413	1.405	1.629
	σ	0.248	0.358	0.120	0.104	0.251	0.152
	σ_d	44.630	-13.659	-39.416			
Cu	\bar{X}	0.443	0.430	1.514	1.499	1.536	1.617
	σ	0.479	0.551	0.226	0.279	0.343	0.293
	σ_d	15.050	23.331	-14.612			

این مدت، ساختار یوتکتیک همچنان در برخی قسمت‌ها در نمونه CS دیده شده و همگن‌سازی آن با سرعت کمتری نسبت به نمونه CDS انجام شده است. ساختار یوتکتیک که در اینجا عمدتاً فاز سیگما است؛ معمولاً به صورت لایه لایه دیده می‌شود. شکل ۸ تصویر الکترونی از ریزساختار نمونه CDS و CS بدون عملیات حرارتی در بزرگنمایی‌های مختلف را نشان می‌دهد. تصویر (۸-الف و ج) حجم زیادی از رسوبات با اندازه بزرگ در اطراف مرزخانه‌های نمونه CS و تصویر (۸-ب و د) رسوبات با تراکم کم و اندازه کوچکتر را در نمونه CDS نشان می‌دهد. ترکیب این رسوبات که در نزدیکی مرزخانه‌ها بوجود آمده است به دلیل سرعت نفوذ پایین مس و منیزیم، شامل مقادیر زیادی از این عناصر آلیاژی است.

داده‌های بدست آمده از آزمون میکروسختی برای شش نمونه مورد آزمایش دسته بندی شده و با استفاده از این داده‌ها منحنی تغییرات سختی برحسب زمان همگن‌سازی در نمونه‌ها رسم شد که در شکل ۹ آورده شده است و مشاهده می‌شود که با گذشت زمان همگن‌سازی، سختی نمونه‌ها کاهش یافته است.

۴- بحث

در شکل ۵، منفی شدن شیب غلظتی هر یک از عناصر آلیاژی در این گراف به معنای توزیع یکنواخت‌تر عناصر در فاز زمینه آلیاژ CDS نسبت به CS است. مطابق شکل ۵، قبل از شروع عملیات حرارتی (زمان صفر) اختلاف انحراف از معیار دو آلیاژ برای هر یک از عناصر آلیاژی، عددی مثبت شده است که نشان دهنده توزیع یکنواخت‌تر عناصر آلیاژی یا همگن‌تر بودن آن‌ها در ریزساختار خام ریختگی آلیاژ CS نسبت به حالت CDS است که می‌تواند به این دلیل باشد که تهیه آلیاژ هدف با انجماد

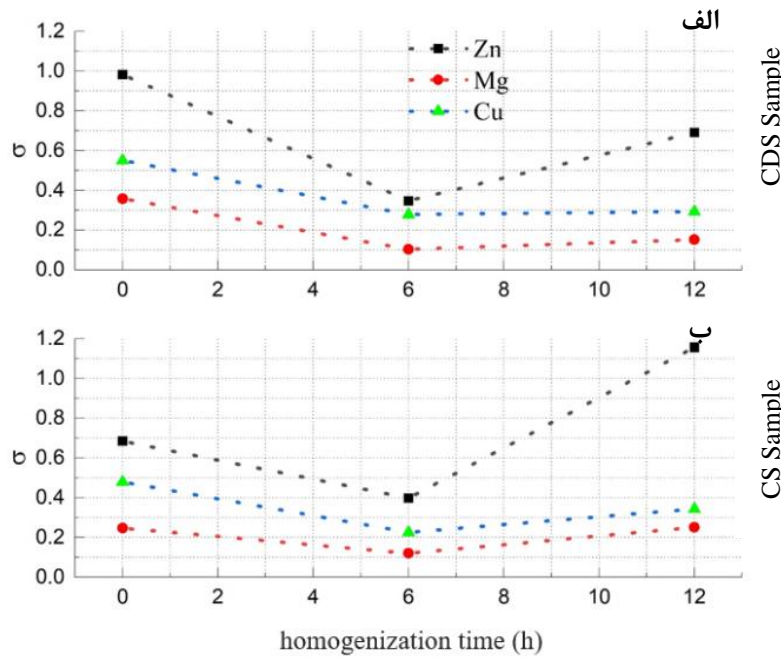


شکل ۵- تفاوت یکنواختی عناصر آلیاژی در نمونه CDS نسبت به نمونه CS قبل و بعد از همگن‌سازی.

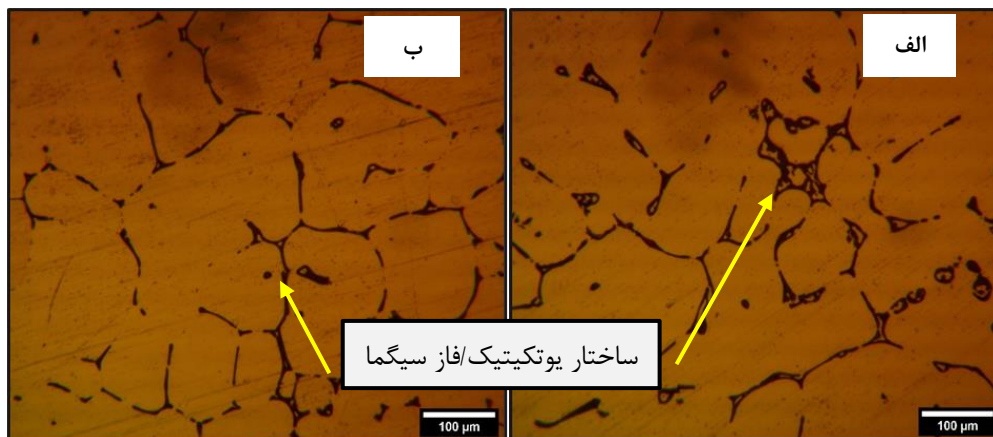
با محاسبه درصد اختلاف انحراف از معیار هر یک از عناصر آلیاژی در نمونه CDS نسبت به CS در زمان‌های مختلف به کمک رابطه (۳) می‌توان یک گراف رسم کرد. تفاوت در یکنواختی بین نمونه‌های CDS و CS که در شکل ۵ مشاهده می‌شود در حقیقت همان درصد اختلاف انحراف از معیار (σ_d) عناصر در نمونه‌ها با انجماد متفاوت و زمان همگن‌سازی یکسان است.

انحراف از معیار هر عنصر آلیاژی در زمان‌های مختلف در نمونه‌های CDS و CS که با استفاده از رابطه (۲) بدست آمد در شکل ۶ به صورت گراف رسم شد. مشاهده شد که عناصر آلیاژی یعنی Zn, Mg و Cu انحراف از معیار کمتر یا به عبارتی دیگر، یکنواختی بیشتری در آلیاژ CS نسبت به CDS دارند.

همچنین در تصاویری که از ریزساختار نمونه‌ها به کمک میکروسکوپ نوری گرفته شد، تفاوت یکنواختی عناصر به وضوح دیده شد؛ شکل ۷، تصاویر نوری از ریزساختار نمونه‌ها بعد از ۱۲ ساعت عملیات حرارتی را نشان می‌دهد و مشاهده شد که بعد از



شکل ۶: تغییرات یکنواختی عناصر آلیاژی در نمونه‌ها با الف) انجماد نفوذی کنترل شده و ب) انجماد معمولی. قبل و بعد از همگن‌سازی.



شکل ۷: تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌ها در بزرگنمایی ۴۰ برابر. الف) و ب) به ترتیب CS و CDS بعد از ۱۲ ساعت همگن‌سازی.

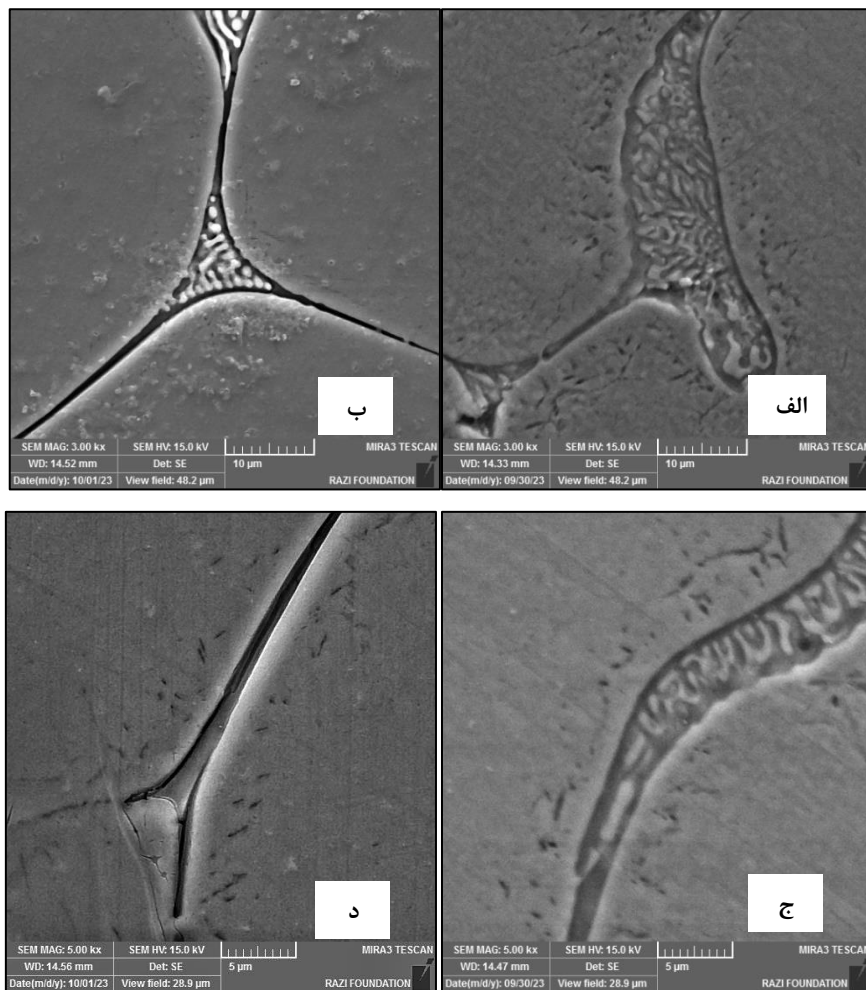
زمان اختلاط به صورت رگه‌هایی در آلیاژ A_2 قرار می‌گیرد و جوانه‌زنی شروع می‌شود و اینگونه می‌توان تصور کرد که فرآیند اختلاط دو مذاب مطابق با آنچه که در روش CC رخ می‌دهد، اتفاق نمی‌افتد؛ در نتیجه منطقی به نظر می‌رسد که ریزساختار خام ریختگی نمونه CS در مقایسه با نظیر CDS یکنواخت‌تر باشد.

همانطور که گفته شد، شکل ۵ بر اساس اختلاف انحراف از معیار نمونه CDS نسبت به CS رسم شده است در نتیجه انتظار می‌رود که با ادامه عملیات حرارتی و یکنواخت‌تر شدن غلظت عناصر آلیاژی در هر دو نمونه، اختلاف انحراف از معیار آن‌ها نسبت به هم کمتر شده و نمودارها به سمت صفر میل کنند.

معمولی با روش ریخته‌گری معمولی^۱ (CC) همراه بوده است؛ بدین صورت که در ابتدا آلیاژ A_1 در حالت جامد درون بوته در کوره الکتریکی ذوب شده و سپس آلیاژ A_2 جامد به بار اضافه شد و جهت انحلال کامل مدتی درون کوره در دمای مشخص قرار گرفت. به عبارتی دیگر، در این روش آلیاژ CS از یک مذاب واحد و یکنواخت به وجود آمده است، در صورتی که آلیاژ CDS مطابق شکل ۲ از ترکیب شدن دو آلیاژ مذاب مجزا شکل گرفته و مخلوط حاصل بلافاصله به درون قالب ریخته شده است؛ از آنجا که در حالت اول آلیاژ هدف برای مدت زمان مشخصی درون کوره با درجه حرارت بالا نگهداری شد، عناصر آلیاژی فرصت کافی برای توزیع و پراکنده شدن در آلیاژ را داشته‌اند. سایمونیدیس^۲ [۵] در پژوهش خود به این موضوع اشاره کرد که آلیاژ A_1

² Symeonidis

¹ Conventional Casting

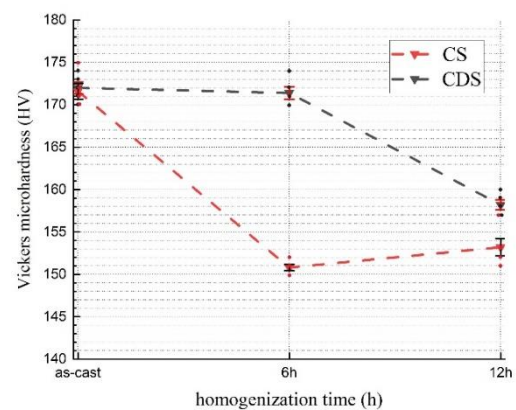


شکل ۸: تصاویر الکترونی از ریزساختار خام ریختگی نمونه‌ها در بزرگنمایی‌های مختلف. الف و ج) نمونه CS همراه با تجمع رسوبات درشت. ب و د) نمونه CDS همراه با رسوبات باریک.

تا ۱۲ ساعت برای هر دو نوع انجماد مشهود است؛ نکته حائز اهمیت در این گراف‌ها این است که Zn در آلیاژ CDS در زمان‌های گفته شده دارای شیب مثبت کمتری است که می‌تواند نشان دهنده این باشد که توزیع آن در دانه از پایداری بیشتری برخوردار بوده و با افزایش درصد وزنی، انحراف از معیار/یکنواختی آن کمتر دستخوش تغییر شده است.

شکل ۷ تصاویر نوری از ریزساختار نمونه‌ها بعد از ۱۲ ساعت همگن سازی را نشان می‌دهد، در نمونه با انجماد معمولی هنوز ساختار لایه لایه یوتکتیکی به همراه مرزدانه‌های نسبتاً عریض دیده می‌شود اما این ساختار در نمونه با انجماد نفوذی کنترل شده بسیار ناچیز شده و مرزدانه‌ها نسبت به نمونه دیگر بسیار باریک‌تر شده‌اند. وجود ساختار لایه لایه و عریض بودن مرزدانه‌ها در نمونه ذکر شده بعد از ۱۲ ساعت همگن سازی می‌تواند نشان دهنده نبود زمان کافی برای همگن سازی عناصر در این آلیاژ باشد.

در ریزساختار خام ریختگی آلیاژ CDS و CS، در نقاطی که آنالیز EDS گرفته شد، عنصر آلیاژی مس با درصد وزنی اندک شناسایی



شکل ۹- مقدار میانگین میکروسختی و بکرز نمونه‌ها بر حسب زمان همگن‌سازی.

در طی عملیات حرارتی همگن‌سازی، افزایش درصد وزنی عنصر آلیاژی در داخل دانه و رسیدن آن به حد استوکیومتری آلیاژ هدف می‌تواند باعث تغییرات در انحراف از معیار و بعضاً افزایش آن شده که این مثال برای عنصر آلیاژی اصلی یعنی Zn که درصد بیشتری نسبت به عناصر دیگر دارد، در شکل ۶ در زمان‌های ۶

افزایش سینتیک همگن‌سازی در آلیاژ با انجماد نفوذی کنترل شده باشد [۶].

محققان تا مدت‌ها بر این باور بودند که نواحی عاری از رسوب (PFZ) که در نزدیکی مرزخانه‌ها دیده می‌شود به دلیل تهی شدن مناطق اطراف مرزها از عناصر آلیاژی حین تشکیل رسوبات روی آن‌ها ایجاد می‌شود. تحقیقات بعدی نشان داد که وقوع PFZ نه تنها به دلیل تهی شدن اطراف مرزها از عناصر شرکت کننده در فرآیند رسوب مرزخانه‌ای نیست بلکه برعکس، به خاطر غنی بودن و فوق اشباع بودن این نواحی از عناصر آلیاژی است که منجر به کاهش غلظت جای خالی در این ناحیه شده و به این ترتیب با کاهش مکان‌های جوانه‌زنی، رسوب در این نواحی انجام نمی‌شود [۲۰]. در ساختار خام ریختگی، مناطق عاری از رسوب (PFZ) در CDS و CS در مراحل پایانی انجماد تشکیل می‌شوند که با توجه به یکسان بودن شرایط انجماد در هر دو فرآیند در مراحل انتهایی، تشکیل PFZ و مشاهده آن‌ها در تصاویر نوری مربوط به ریزساختار خام ریختگی توجیه‌پذیر است. وجود حجم زیادی از رسوبات درشت در اطراف مرزخانه‌ها در نمونه CS مطابق شکل ۸(الف) نیز به خوبی می‌تواند کمبود غلظت جای خالی در این نواحی را نشان دهد و از طرفی مشاهده رسوبات ریز در آلیاژ CDS مطابق شکل ۸(ب)، نشان دهنده غلظت بالای جای خالی‌ها در این نوع انجماد است که می‌تواند عامل اصلی افزایش سینتیک همگن‌سازی آلیاژهای تهیه شده با انجماد نفوذی کنترل شده نسبت به انجماد معمولی باشد.

معمولا مشاهده می‌گردد که ساختار دانه‌ریز دارای سختی زیاد و ساختار دانه درشت دارای سختی کمتر است [۱۱]. مطابق شکل ۴، در نمونه CDS ساختار کروی دانه ریز و در نمونه CS ساختار دندریتی درشت‌تر دیده شد. همان‌طور که در شکل ۹ مشخص است در ساختار خام ریختگی سختی نمونه‌های CDS و CS زیاد و نزدیک بهم دیده می‌شود که بالا بودن سختی نمونه CDS را می‌توان به دانه ریز بودن ساختارش و نمونه CS را به جدایش موجود در بازوهای دندریتی نسبت داد. همگن‌سازی ساختار شمش‌ها قبل از شکل دهی مکانیکی انجام می‌شود تا با از بین رفتن جدایش، ساختار یکنواخت بدست آید تا حین شکل دهی موجب ترک/شکست شمش نشود. در نتیجه انتظار می‌رود که با همگن‌سازی آلیاژ، ساختار انعطاف پذیرتر بدست آید و به طبع آن سختی کم شود.

مطابق شکل ۹، سختی نمونه CDS تا ۶ ساعت تغییر چندانی نداشته است که می‌توان آن را به کند بودن همگن‌سازی عنصر مس نسبت داد [۱۳، ۱۴]؛ نتیجه بدست آمده با آنچه که در شکل ۵ درباره مس گفته شد همخوانی دارد. (در شکل ۵ با در نظر

شد؛ به همین دلیل مقدار میانگین آن بسیار کم و طبق جدول ۲ در حدود ۰/۴ گزارش شده است که ناشی از حد حلالیت کم مس در آلومینیم است که باعث افزایش غلظت این عنصر در مرزخانه‌ها و فاز یوتکتیک می‌شود.

عناصر آلیاژی روی و منیزیم به علت سرعت نفوذ نسبتا بالایی که دارند، باعث شده‌اند که شیب تفاوت غلظتی آن‌ها در شکل ۵ در زمان ۰ تا ۶ ساعت منفی شود که نشان می‌دهد بعد از ۶ ساعت، یکنواختی این عناصر در آلیاژ CDS بیشتر است؛ در حالی که در این زمان تفاوت غلظتی مس با شیب جزئی مثبت است که ناشی از سرعت نفوذ کم این عنصر بوده و توانسته است یکنواختی ریزساختار خام ریختگی آلیاژ CS را حتی با گذشت ۶ ساعت عملیات حرارتی همگن‌سازی نسبت به آلیاژ CDS حفظ نماید؛ با این حال بعد از ۶ ساعت مشاهده می‌شود که عنصر مس با داشتن شیب غلظتی نزولی، مطابق با سایر عناصر، یکنواختی بیشتری در آلیاژ CDS داشته است. عنصری که کندترین سرعت نفوذ را دارد به عنوان تعیین کننده سینتیک همگن‌سازی در نظر گرفته می‌شود؛ که در این سیستم آلیاژی تعیین کننده سینتیک، عنصر مس است؛ به طوری که می‌توان گفت تا ۶ ساعت عملیات حرارتی، افزایش سینتیک همگن‌سازی در نمونه CDS دیده نمی‌شود اما بعد از آن نمونه CDS سینتیک همگن‌سازی بیشتری نسبت به نظیر CS خود داشته است.

انجماد معمولی (CS) این آلیاژ با جوانه‌زنی در مذاب آلیاژ هدف و تحت تبرید معینی که صرفا در اثر خروج حرارت از دیواره قالب است (سرمایش خارجی) اتفاق می‌افتد که در ادامه با رشد جوانه‌ها و نهایتا انجماد مذاب یوتکتیک غیرتعادلی فرآیند انجماد کامل می‌شود. در این حالت می‌توان انتظار داشت جای خالی‌های تشکیل شده حین انجماد فاز آلومینیم به دلیل برقراری شرایط تعادلی در فصل مشترک با سرعت خوبی به فصل مشترک جامد/مایع رسیده و حذف شده‌اند [۶]. در صورتی که در CDS دو عامل باعث افزایش غلظت جای خالی‌ها و حبس آن‌ها درون فاز آلومینیم در حال رشد در دامنه انجماد می‌شود که عبارتند از: ۱) جوانه‌زنی سریع و پرشمار به دلیل سرمایش داخلی که منجر به سرعت انجماد بالاتر می‌شود و ۲) عدم برقراری شرایط تعادل در فصل مشترک جامد/مایع به دلیل جوانه‌زنی و رشد در مخلوط مذاب ناهمگن. با نزدیک شدن به پایان انجماد شرایط انجماد CDS با CS به دلیل حذف اثر سرمایش داخلی و هم چنین همگن‌شدن مذاب و برقراری تعادل در فصل مشترک تقریباً یکسان می‌شود. دو عامل فوق باعث شده که پس از انجماد کامل، درون دانه‌های فاز اولیه آلومینیم در CDS انباشت قابل توجهی از جای خالی وجود داشته باشد که می‌تواند عامل اصلی

داخلی که منجر به سرعت انجماد بالاتر می‌شود و ۲) عدم برقراری شرایط تعادل در فصل مشترک جامد/مایع به دلیل جوانه‌زنی و رشد در مخلوط مذاب ناهمگن. این عوامل می‌تواند عامل اصلی افزایش سینتیک همگن‌سازی در آلیاژ با انجماد نفوذی کنترل شده باشد.

۴. بین نتایج بدست آمده از آزمون میکروسختی و نتایج حاصل از آنالیز EDS هماهنگی نسبی دیده شد و مشاهده شد که با گذشت زمان همگن‌سازی، از سختی آلیاژ کاسته شده است که می‌تواند ناشی از حل شدن فازهای یوتکتیک به دام افتاده در مرزدهانه‌ها باشد.

مراجع

- [1] Hatch J.E., Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. American Society for Metals, 1984.
- [2] Eskin D.G., Suyitno., Katgerman L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys, Prog. Mater. Sci., 2004, 49(5) 629–711. Doi: [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(03\)00037-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(03)00037-9).
- [3] Lin S., Aliravci C., Pekguleryuz M. Hot-tear susceptibility of aluminum wrought alloys and the effect of grain refining, Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(5) 1056–68. Doi: 10.1007/s11661-007-9132-7.
- [4] Shan L., A study of hot tearing in wrought Aluminium alloys, Université du Québec à Chicoutimi, Quebec, Canada, 1999.
- [5] Symeonidis K., The Controlled Diffusion Solidification Process: Fundamentals and Principles. Worcester Polytechnic Institute, 2009.
- [6] de Figueredo A., Science and Technology of Semi-solid Metal Processing, North American Die Casting Association, 2001.
- [7] Khalaf A.A., Controlled diffusion solidification: process mechanism and parameter study. Ph.D. Thesis, McMaster University, Hamilton, ON, Canada, 2010.
- [8] Birsan G., Shaped Casting of Aluminum Wrought Alloys by Controlled Diffusion Solidification (CDS) in a Tilt-Pour Gravity Casting Process, MSc Thesis, McMaster University, 2011.
- [9] Ghiaasiaan R., Controlled Diffusion Solidification Process (CDS) of Al-7xxx Wrought Alloys: Heat Treatments, Microstructures and Mechanical Properties. McMaster University, Hamilton, Ontario, 2015.
- [10] Saha D., Shankar S., Apelian D., Makhlof M.M., Casting of aluminum-based wrought alloys using controlled diffusion solidification. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35(7) 2174–80. Doi: 10.1007/s11661-004-0167-8.
- [11] Pourgharibshahi M., Saghafian H., Divandari M., Timelli G. Controlled diffusion solidification pathway of an AA 7xxx Series aluminum alloy, Metall Mater Trans A, 2019, 50(1) 326–35. Doi: 10.1007/s11661-018-5000-x.
- [12] Xie F., Yan X., Ding L., Zhang F., Chen S., Chu M., Chang YA. A study of microstructure and microsegregation of aluminum 7050 alloy. Materials Science and Engineering: A 2003, 355, 144–53. Doi: 10.1016/S0921-5093(03)00056-X.
- [13] Kai W., Baiqing X., Yongan Z., Guojun W., Xiwu L., Zhihui L., Shuhui H., Hongwei L., Microstructure evolution of a high zinc containing Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization, Rare Metal Materials and

گرفتن مس به عنوان عامل کنترل کننده سینتیک آلیاژ، مشاهده می‌شود که تا ۶ ساعت، نمونه CS همگن‌تر از CDS بوده است. اما بعد از ۶ ساعت، سختی CDS با شیب نسبتاً تند، کم شده است که می‌تواند نشان دهنده همگن‌شدن ساختار آن باشد. سختی نمونه CS را می‌توان اینگونه تفسیر کرد که تا ۶ ساعت همگن‌سازی، سختی با شیب تندی کم شده است که ناشی از حل شدن فازهای بین فلزی و یوتکتیک در بازوهای ثانویه دندریتی است [۲۱]؛ برای بعد از ۶ ساعت هم دستخوش تغییرات کمی شده است که چون گراف بر اساس میانگین سختی چند نقطه رسم شده است این اعوجاج‌های کوچک قابل صرف نظر کردن است و یا به عنوان خطای آزمایش در نظر گرفته می‌شود.

۵- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، تهیه آلیاژ ۷۰۶۸ که در دسته آلیاژهای کارپذیر آلومینیم است با ترکیب اسمی $Al-7.8Zn-2.6Mg-2Cu$ به دو روش انجماد نفوذی کنترل شده (CDS) و انجماد معمولی (CS) صورت گرفت و تاثیر انجماد نفوذی کنترل شده بر افزایش سینتیک همگن‌سازی این آلیاژ بررسی شد و نتایج زیر بدست آمد:

۱. توزیع عناصر آلیاژی در ریزساختار خام ریختگی آلیاژ CS یکنواخت‌تر از CDS بوده است؛ به عبارتی دیگر، آلیاژ تهیه شده به روش CS همگن‌تر از نظیر CDS خود است که با بررسی حالت مذاب این آلیاژها می‌توان گفت که در روش CS یک مذاب وجود داشته و انحلال عناصر آلیاژی در آن به مراتب بهتر از روش CDS است که در آن دو مذاب مجزا باهم مخلوط می‌شوند.
۲. عنصر آلیاژی مس که سرعت نفوذ کمتری نسبت به سایر عناصر آلیاژی موجود در آلیاژ دارد به عنوان عنصر کنترل کننده سینتیک همگن‌سازی شناخته می‌شود. با ۶ ساعت عملیات حرارتی همگن‌سازی روی آلیاژها، همچنان مس در آلیاژ CS همگن‌تر بوده است اما بعد از ۶ ساعت و با گذشت زمان، توزیع و یکنواختی این عنصر در آلیاژ CDS سرعت گرفته و باعث شده است که در آلیاژ CDS، عناصر آلیاژی توزیع به مراتب همگن‌تری نسبت به نظیر CS خود داشته باشند.
۳. پدیده نفوذ در جامدات با غلظت عیوب کریستالی که مهم‌ترین آن جای‌خای است رابطه مستقیم دارد. در CDS دو عامل باعث افزایش غلظت جای‌خالی‌ها و حبس آن‌ها درون فاز آلومینیم در حال رشد در دامنه انجماد می‌شود که عبارتند از: ۱) جوانه‌زنی سریع و پرشمار به دلیل سرمایش

- Engineering, 2017, 46(4) 928-34. Doi: [https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(17\)30124-8](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(17)30124-8).
- [14] Fan X., Jiang D., Meng Q., Zhong L. The microstructural evolution of an Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization, *Materials Letter*, 2006, 60(12) 1475-9. Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2005.11.049>.
- [15] Hanlon D.N., Rainforth W.M., Some observations on cyclic deformation structures in the high-strength commercial aluminum alloy AA 7150, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, 29(11) 2727-36. Doi: 10.1007/s11661-998-0313-9.
- [16] Eivani A.R., Ahmed H., Zhou J., Duszczek J., Evolution of grain boundary phases during the homogenization of AA7020 aluminum alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40 (3) DOI 101007/S11661-008-9741-9 2009, 40. Doi: 10.1007/s11661-008-9741-9.
- [17] Cong F., Zhao G., Jiang F., Tian N., Li R. Effect of homogenization treatment on microstructure and mechanical properties of DC cast 7X50 aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(4) 1027-34. Doi: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63694-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63694-9).
- [18] Khalaf A. *Controlled Diffusion Solidification: Process Mechanism and Parameter Study*. 2010.
- [19] Taylor J.R., *An Introduction to Error Analysis: The Study of Uncertainties in Physical Measurements*. University Science Books, 1997.
- [20] Embury J.D., Nicholson R.B., The nucleation of precipitates: The system Al-Zn-Mg, *Acta Metallurgica* 1965, 13(4) 403-17. Doi: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(65\)90067-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(65)90067-2).
- [21] سیف الهی م، توکلی م، عباسی م، تاثیر عملیات همگن‌سازی بر ریزساختار و سختی ساختار ریخته‌گری سوپرآلیاژ GTD ۱۱۱. مجله مواد و فناوری‌های پیشرفته ۱۳۹۶، ۶(۴) ۲۵-۳۲. doi: 10.30501/jamt.2018.70378



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Effect of Controlled Diffusion Solidification (CDS) on Increasing the Homogenization Kinetics of AA7068 Aluminum Alloy

Hamed Nobari^{1*}, Mohammad Pourgharibshahi², Ramin Raeiszadeh³

1. M.Sc Student, Department of Materials and Metallurgy Engineering, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman, Iran.

2. Assistant Professor, Department of Chemical and Materials Engineering, Sirjan University of Technology, Sirjan, Iran.

3. Professor, Department of Materials and Metallurgy Engineering, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman, Iran.

* Corresponding Author: hamed.nobari@eng.uk.ac.ir

Paper history:

Receive Date: 10 May 2024

Revise Date: 07 July 2024

Accept Date: 07 July 2024

Keywords:

Controlled diffusion solidification,
Conventional solidification,
Homogenization,
7068 aluminum alloy.

Abstract:

In this study, 7068 aluminum wrought alloy was produced by controlled diffusion solidification and conventional solidification. Then, the effect of controlled diffusion solidification on increasing the homogenization kinetics of this alloy after 6 and 12 hours heat treatment at a temperature of 450 °C was investigated with the help of EDS point analysis. The results of EDS point analysis showed that the alloy produced by controlled diffusion solidification after 12 hours of homogenization heat treatment has a more uniform chemical composition than the one with conventional solidification. The alloy produced by controlled diffusion solidification process is associated with rapid and numerous nucleation and non-equilibrium conditions at the solid/liquid interface in the early stages of solidification compared to conventional solidification, which leads to a significant accumulation of vacancies in the microstructure and increases the homogenization kinetics of the alloy produced by controlled diffusion solidification.

[Please cite this article using:](#)

Hamed Nobari, Mohammad Pourgharibshahi, Ramin Raeiszadeh, Effect of controlled diffusion solidification (CDS) on increasing the homogenization kinetics of AA7068 aluminum alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2024, 8(1) 39-50.

DOI: 10.22034/frj.2024.456741.1194

Journal homepage: www.foundingjournal.ir