نشریه بین‌المللی علوم مهندسی دانشگاه علم و صنعت ایران
ویژه‌نامه مهندسی مواد و متالورژی، جلد ۱۹، شماره ۵، سال ۱۳۸۷، صفحه ۷۴-۶۵

بررسی تاثیر ارتعاشات مکانیکی در حین انجماد بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ آلومینیوم A380

حسین یدالله‌تبار، حسن ثقفیان و سعید شبستری

چکیده: تاثیر ارتعاشات مکانیکی با فرکانس‌های متغیر و دامنه ثابت در حین انجماد، بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم A380، مورد بررسی قرار گرفته‌است. هدف از این تحقیق، تعیین فرکانس بهینه ارتعاش و تغییرات خواص مکانیکی در اثر اعمال ارتعاش و اندازه‌گیری کمی اجزای ریزساختاری آلیاژ A380 می‌باشد. در این راستا، نمونه‌هایی از مذاب‌های A380 تحت هفت فرکانس متفاوت (از صفر تا ۶۰Hz) قرار داده‌شده و سپس بدون استفاده از ترکیبات جوانه‌زا و یا بهساز، ریخته‌گری شدند. با انجام آزمایشات مربوطه، فرکانس نمونه ریخته‌شده در فرکانس ۶۰Hz با ٪۵۴/۷۶ کاهش در فاصله بازوهای ثانویه دندریتی، ٪۷/۱ افزایش در چگالی، ٪۴۳ افزایش در تنش تسلیم، ٪۵۰/۳۵ افزایش در استحکام کششی نهایی و ٪۲۹۱/۶ افزایش در ازدیاد طول نسبی، به عنوان فرکانس بهینه تعیین گردید. در حقیقت، اعمال ارتعاش، علاوه بر کاهش کلی اندازه اجزای ریزساختاری نظیر فاصله بازوهای ثانویه دندریتی، پتانسیل زیادی برای کاهش و حذف تخلخل و عدم مذاب‌رسانی، از طریق شدت‌بخشی به پدیده تغذیه جرمی‌موثر را فراهم می‌آورد.

واژه‌های کلیدی: ارتعاش مکانیکی، فاصله بازوهای ثانویه دندریتی، خواص مکانیکی، آلیاژ آلومینیم A380

۱. مقدمه

استفاده از آلیاژهای جدید با هدف ارتقاء کیفیت، یکی از نقاط تحول، خصوصاً در صنایع خودروسازی می‌باشد.آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم ریختگی تجاری، موادی چند فازی با ریزساختارهای متنوع می‌باشند که ویژگی‌های منحصر به فرد آنها، دارابودن استحکام کششی بالا نسبت به وزن مخصوص (درمقایسه با سایر آلیاژهای ریختگی نظیر چدنهای داکتیل و یا فولادهای ریختگی)، قابلیت ریخته‌گری عالی، مقاومت به سایش، مقاومت در مقابل فشار، هزینه پایین، بالا بودن بازده انرژی و مزایای زیست محیطی می‌باشد. استحکام مخصوص بالای آلیاژهای آلومینیوم، به شدت به ریزساختار چندفازی آنها وابسته بوده و معمولاً ساختارهای ریزدانه و هم محور دارای بهترین خواص مکانیکی از لحاظ استحکام و داکتیلیته و کمترین حساسیت به ریزحفرات و ترک ها می‌باشند [۱-۴].خواص مکانیکی آلیاژهای مذکور به عنوان تابعی از اندازه دانه فاز زمینه و شکل، اندازه و توزیع فازهای گسسته رسوبی در حین ریخته‌گری می‌باشد[۵].

در صنعت ریخته‌گری بهبود خواص آلیاژها به طرق مختلفی نظیر شیمیایی، فیزیکی و مکانیکی در حالت مذاب و یا در مرحلهٔ مناسبی از انجماد با استفاده از فرآیندهای مختلفی نظیر سرد کردن سریع[۶]، اضافه کردن جوانه‌زا [۷] و رئوکست [۸] امکانپذیر می‌باشد. علیرغم موفقیت این روشها در تولید دانه‌های هم‌محور، معایبی نظیر ایجاد ترک در قطعات در اثر سرد کردن سریع [۹] تولید مناطق بسیار سخت در اثر باقی ماندن مقادیر اضافی جوانه‌زا در مذاب و مساله از بین رفتن جوانه‌زا هنوز به قوت خود باقیست [۱۰].

انرژی ارتعاشی در گستره وسیعی از فرآیندهای متالورژیکی نظیر ذوب و ریخته‌گری، فرآیندهای کارپذیری، جوشکاری و لحیم‌کاری، عملیات حرارتی [۱۱] مورد استفاده قرار گرفته است. براساس تحقیقی از Campbell، اعمال ارتعاش در حین انجماد برای اولین بار توسط Chernove در سال ۱۸۶۸ بر روی یک قالب محتوی فولاد مذاب به فرم حرکت ارتعاشی رفت و برگشتی انجام پذیرفت که نتیجه آن، تولید ساختار ریزدانه آستنیت اولیه بود [۱۲]. پس از آن

تاریخ وصول: ۸۵/۰۸/۱۰
تاریخ تصویب: ۸۶/۱۱/۲۰

حسین یدالله تبار، دانشجوی دکتری دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، yadollahtabar@iust.ac.ir
دکتر حسن ثقفیان، استادیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، saghafian@iust.ac.ir
دکتر سعید شبستری، استاد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، shabestari@iust.ac.ir

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]

شماری ازفلزات و آلیـاژها به این شیوه تحت اعمال ارتعاش در حین انجماد قرار گرفتند [۱۳-۱۵]. امروزه، گستره تولید این نوع انرژی، از حرکت لرزشی ملایم با دامنه زیاد و فرکانس کم تا انرژی امواج اولتراسونیک با فرکانس زیاد و دامنه کم را شامل می‌شود [۱۲]. روش‌های مختلفی جهت اعمال ارتعاش به مذاب در حین انجماد به کار گرفته شده است. ارتعاش الکترومغناطیسی، یکی از روش‌های غیرمستقیم (غیرتماسی) القای ارتعاش به درون مذاب در حال انجماد با استفاده از یک آهن‌ربای استاتیک و میدان‌های الکتریکی متناوب می‌باشد. دو فرآیند اصلی در این زمینه عبارتند از:

الف) تولید نیروهای $I \times B$ درون مذاب با استفاده از تعامل میـدان جریان ایستا و میدانهای مغناطیسی

ب) اعمال میدانهای مغناطیسی متحرک

عبور یک موج سینوسی از داخل مذاب (سیکل‌های مثبت و منفی)، همراه با اعمال فشارهایی است که از لحاظ اندازه با یکدیگر مساوی بوده ولی در خلاف جهت همدیگر (در طرفین نقطه فشار محیط)، در هر نقطه از مذاب، وارد می‌شود. تاثیر بخش مثبت این سیکل بر نقطه انجماد مذاب در حال سرد شدن، تقریباً ناچیز می‌باشد. در طول دوره اعمال بخش منفی این سیکل، به شرط کافی بودن تنش برای شرایط معینی از مقدار گاز و جوانه‌زا، پدیده حفره‌زایی[1] اتفاق می‌افتد [۲۸]. از طرفی، برای ارزیابی امکان‌پذیر بودن پدیده حفره‌زایی در یک شرایط معین، باید سطح بیشترین مقدار فشار معین باشد. هر جوانه حفره و یا حباب که در تعادل مکانیکی با مذاب اطراف خود باشد، اختلاف فشار در سرتاسر فصل مشترک گاز/مذاب برابر $2\frac{\gamma}{r}$ می‌باشد، که γ کشش مذاب و r شعاع حباب می‌باشد. بنابراین: فشار بیرون- فشار داخل= $2\frac{\gamma}{r}$ و یا:

$$P_g - \rho gh + P_a + P_{vib.} = 2\frac{\gamma}{r} \qquad (۱)$$

که در رابطه (۱)، P_g، فشار تعادلی گاز در مذاب، ρgh، فشار هیدرواستاتیک در عمق h، P_a، فشار اعمالی به سطح مایع (معمولاً یک اتمسفر) و $P_{\text{vib.}}$ فشار سیکل‌های ارتعاشی می‌باشد.

زمانیکه سمت چپ معادله از مقدار $2\frac{\gamma}{r}$ بیشتر شود، دیگر تعادل مکانیکی پایدار نبوده و حباب شروع به رشد می‌کند که ممکن است اندازه آن به ابعاد ماکروسکوپی نیز برسد. واضح است که در هنگام اعمال بخش منفی سیکل ارتعاشی، پدیده مذکور توسط Pvib. تشدید می‌شود. اگر جوانه‌زنی حباب در اثر وجود جوانه‌های بزرگ آسان باشد، در اینصورت مقدار $2\frac{\gamma}{r}$ قابل صرفنظر خواهد بود. با صرفنظر از ρgh و نیز اینکه قطعه ریختگی حاوی گاز باشد، در اینصورت مقدار Pg =۰/۵atm خواهد شد که نتیجتاً حد آستانه حفره‌زایی Pmax = -۰/۵atm بدست می‌آید. اگر قطعه ریختگی عاری از گاز باشد، در اینصورت حد آستانه حفره‌زایی به Pmax=۱atm افزایش می‌یابد. در حقیقت این دو مقدار حد آستانه حفره‌زایی در قطعات گازدار و بدون‌گاز می‌باشند. گزارش شده است که از هم پاشیدگی حفره‌های تولید شده از این طریق، سبب ریزشدن میکروساختار آلیاژهایی نظیر Al-Si و چدن خاکستری می‌باشد. ولی براساس گزارشات، این روش بسیار گران بوده و نیازمند شدت جریان بسیار بالایی جهت ایجاد تاثیر بهینه می‌باشد [۱۶]. به بیان دیگر، اعمال ارتعاش به صورت مکانیکی به دلیل سادگی روش و هزینه ارزان آن، بسیار متداول‌تر از ارتعاش الکترومغناطیسی است. اثرات مثبت این نوع ارتعاش شاید تنها بخاطر فرکانس‌های نسبتاً پایین و دامنه‌های بالا باشد [۱۲]. بارزترین اثر ارتعاش مکانیکی بر روی چند آلیاژ مخصوص نظیر آلیاژهای روی، برنج و آلومینیوم دیده شده است. این اثرات شامل افزایش شدت جوانه‌زنی و در نتیجه کاهش اندازه دانه آلیاژهای ریختگی، کاهش حفرات انقباضی به جهت افزایش مذاب‌رسانی و نیز تولید ساختار فلزی هموژن می‌باشد.

این تغییرات خواص، سبب بهبود خواص مکانیکی و نیز کاهش حساسیت به ترک می‌شود[۱۷]. اخیراً Kocatepe و همکاران [۱۸]، به دو نوع از آلیاژهای LM6 ارتعاش اعمال کردند، یک نوع همراه با جوانه‌زا و اصلاح کننده سدیمی و دیگری بدون هیچ‌گونه مواد افزودنی. آنها مشاهده کردند که اندازه دانه آلیاژ اصلاح نشده با اعمال ارتعاش ۵۲٪ کاهش یافت، در حالیکه میزان ریزدانگی برای آلیاژ اصلاح شده ۷۶٪ بوده است. سیلیسیم یوتکتیک در مورد هر دو آلیاژ، درشت‌تر شده بود. با افزایش دامنه و فرکانس ارتعاش، میزان درشت شدن سیلیسیم نیز افزایش می‌یابد که این امر منجر به کاهش خواص مکانیکی می‌گردد. همانگونه که قبلاً بیان شد، بدلیل فقدان ارتباط کمی منطقی بین پارامترهای ارتعاش و خواص ماده، سعی‌شد تا اثر اعمال انرژی ارتعاشی مکانیکی در فرکانس‌های متغیر و دامنه ثابت بر خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ آلومینیم A380 در جهت تعیین حالت بهینه ارتعاش مورد بررسی قرار گیرد.

۲. روش انجام آزمایشات

جهت آلیاژسازی و بدست آوردن مذاب، از شمش‌هایی از آلومینیوم با آنالیز استاندارد A380 (مطابق جدول(۱)) استفاده شد. سپس شمش‌ها در کوره الکتریکی مقاومتی با استفاده ازیک بوته گرافیتی با ظرفیت ۳۰Kg ذوب گردیدند. با تنظیم دمای ذوب در ۷۵۰°C، عملیات کیفی شامل اضافه‌کردن فلاکس پوششی و آخال‌زدایی و در نهایت عملیات گاززدایی با قرص دگازور انجام‌شد. سپس مذاب در داخل قالب چدنی به شکل Y-Block ریخته‌گری‌شد تا نمونه شاهد در فرکانس صفر بدست‌آید. به همین ترتیب مذاب‌های مختلفی آماده‌شده و هریک تا پایان زمان انجماد، تحت یکی از فرکانس‌های

[1] *Cavitation*

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]

۱۰، ۲۰، ۳۰، ۴۰، ۵۰ و ۶۰ هرتز و دامنه ثابت ۰/۲mm (برای توضیح بیشتر به بخش ۳ مراجعه شود) قرار گرفته و در همان قالب چدنی ریخته‌گری شدند. شماتیک و ابعاد نمونه حاصله از آن، در شکل (۱) نشان داده شده‌است. لازم به توضیح است که دیواره داخلی قالب جهت جلوگیری از ورود ناخالصی‌های آهنی و سهولت جداشدن قطعه از قالب، با گرافیت پوشش داده شد و در هر حالت ریخته‌گری، قالب بهمراه پوشش تا ۳۵۰°C پیش‌گرم می‌شد.

اعمال ارتعاش مکانیکی بر روی یک میز ارتعاش مجهز به قید و بست جهت نگهداری قالب و با استفاده از یک موتور ویبره الکتریکی با قابلیت تغییر فرکانس، انجام شد (شکل(۲)). به منظور دستیابی سریع به مشخصات و عملیاتی که روی آلیاژ انجام شده، نمونه‌ها بصورتی که در جدول (۲) مشاهده می‌شود، علامت گذاری شده‌اند.

جدول۱. آنالیز شیمیایی آلیاژ A380 استفاده شده

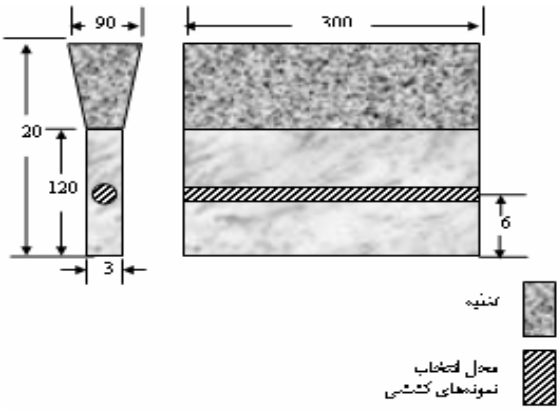
عنصر	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Pb	Al
درصدوزنی	۸/۴	۰/۲۵	۲/۵	۰/۰۳	۰/۰۷	۰/۳۲	۰/۰۲	۰/۰۴	Balance

به منظور انجام بررسیهای میکروسکوپی، تغذیه‌ها از قطعات ریخته‌گری شده جدا گردیده و سپس نمونه‌ها بصورت عمودی و از قسمت خط مرکزی، مقطع زده شدند. سپس، از هر یک از نیم مقاطع بریده شده جهت بررسی‌های ماکروسکوپی، ۹ نمونه متالوگرافی تهیه شد.

نمونه‌ها پس از آماده‌سازی و پولیش نهایی با خمیر الماسه ۶μm، با استفاده از محلول ۰/۵٪HF اچ [۱۹] شدند و توسط میکروسکوپ نوری Leica مجهز به Image Analyzer در بزرگنمایی‌های ۵۰×، ۱۰۰×، ۲۰۰×، ۵۰۰× و ۱۰۰۰× از آنها عکسبرداری شد. میزان فاصله بازوهای دندریتی[1] (SDAS) نمونه‌ها با استفاده روش ترسیم خطوط برخورد بر روی ۲۵ تصویر متالوگرافی در هر حالت و بر طبق فرمول (۲) محاسبه شد [۱۹].

$$DAS = \frac{L}{N \times M} \qquad (۲)$$

که L طول خطوط برخورد، N تعداد برخوردها و M بزرگنمایی عکس می‌باشد.



شکل۱. شماتیک و ابعاد نمونه‌های ریخته‌گری‌شده (ابعاد به mm می‌باشند)

جدول۲. راهنمای کد گذاری نمونه‌ها

کد نمونه	فرکانس ارتعاش(Hz)
A	۰
B	۱۰
C	۲۰
D	۳۰
E	۴۰
F	۵۰
G	۶۰

در این تحقیق سختی‌سنجی به روش برینل با قطر ساچمه فولادی ۲/۵mm و نیروی ۳۱/۲Kg از ۵ مکان مختلف (با احتمال وجود ناهمگونی در ساختار) انجام شده‌است. چگالی نمونه‌ها به روش ارشمیدوس و براساس اختلاف وزن حقیقی (W) و ظاهری (W') (فرمول (۳)) اندازه‌گیری شد:

$$DAS = \frac{L}{N \times M} \qquad (۳)$$

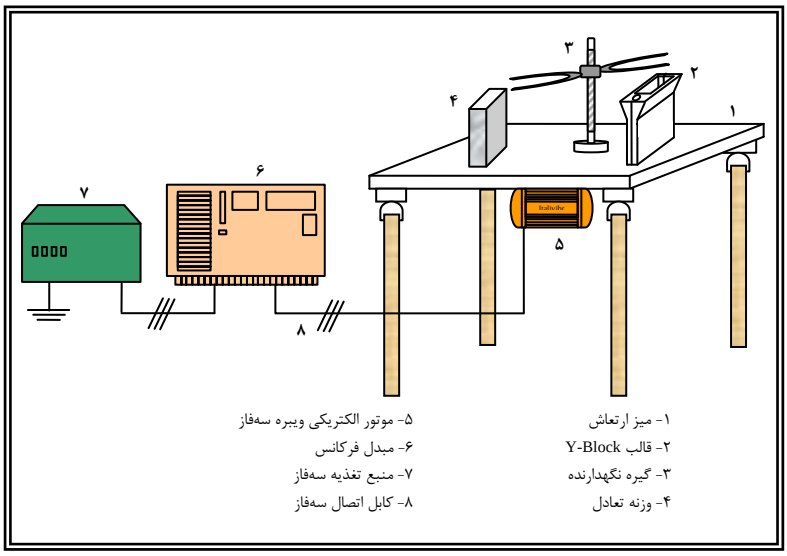
جهت انجام تست کشش، نمونه‌ها از قسمت میانی قطعات انتخاب شده (شکل۱) و مطابق با استاندارد ASTM-B577M ماشینکاری و آماده‌شدند. لازم به ذکر است که داده‌های کششی مربوط به هر نمونه، میانگینی از سه آزمایش کشش در همان مکان هندسی و شرایط آزمایشی یکسان می‌باشد.

۳. مشاهدات

از آنجائیکه در تحقیقات قبلی، آزمایشات بسیار اندکی در رابطه با تأثیر ارتعاش بر خواص مکانیکی آلیاژهای مورد مطالعه انجام شده‌است، در این تحقیق سعی بر آن شد تا بیشتر بر تغییرات خواص مکانیکی نظیر خواص کششی، سختی و اجزای میکروساختاری آلیاژ در اثر اعمال ارتعاش تأکید شود.

[1] *Secondary Dendrite Arm Spacing*

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]



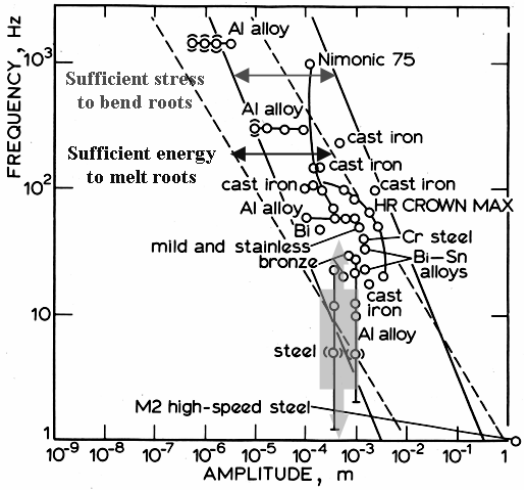
شکل۲. شماتیک میز ارتعاش بهمراه تجهیزات مورد استفاده

با توجه به وجود نقشه فرکانس-دامنه جهت تعیین تخمینی شرایط آزمایشگاهی (شکل۳)[۱۲]، شرایط دقیق فرکانس-دامنه بهینه جهت اعمال ارتعاش برای تک‌تک آلیاژهای یک عنصر (نظیرAl380) با توجه به ترکیب شیمیایی مختلف آنها، تعیین نشده است. از طرفی دیگر، بدلیل وابستگی شدت انرژی ارتعاشی به توان دوم فرکانس و توان اول دامنه [۱۲]، از دامنه ثابت و فرکانس‌های مختلف استفاده شده تا بتوان اثرات شدت‌های مختلف انرژی ارتعاشی را بر خواص آلیاژ A380، بررسی نمود.

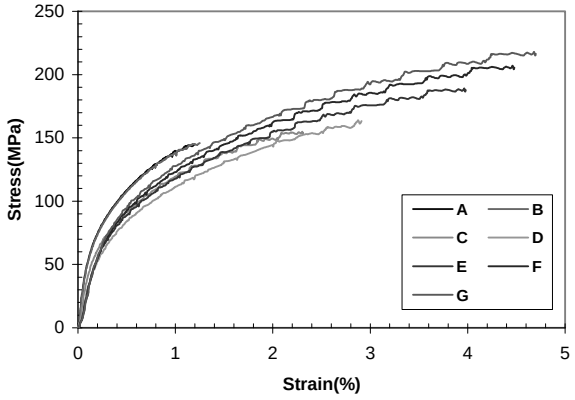
در شکل (۴)، نمودارهای تنش ـ کرنش مربوط به نمونه‌های ریخته‌گری شده در فرکانس‌های ۰-۶۰Hz نشان داده شده است. داده‌های استخراج شده از نمودار مذکور، اعم از استحکام کششی نهایی (σ_{UTS})، استحکام تسلیم (σ_Y) و درصد ازدیاد طول نسبی (El%) در جدول (۳) ارائه شده‌است. همانگونه که ملاحظه می‌شود، میزان افزایش σ_{UTS} و σ_Y برای نمونه G (ریخته‌شده در فرکانس ۶۰Hz) نسبت به نمونه A (ریخته‌شده در حالت استاتیک) به ترتیب ۵۰/۳۵٪ و ۴۳٪ بدست‌آمده و به موازات آن، درصد ازدیاد طول نسبی نمونه A با افزایش فرکانس ارتعاش به ۶۰Hz، با افزایشی بیش از ۲۹۰٪، به ۴/۷٪ در نمونه G رسیده است.

عدد سختی برینل مربوط به نمونه های استخراج شده از بخش میانی قطعات ریختگی‌ها با کدهای A-G در جدول (۴) نشان داده شده‌است.

با توجه به جدول (۴)، عدد سختی برینل نمونه‌های F و G، نسبت به سختی نمونه A، به ترتیب دارای افزایشی ۲۸/۳۳٪ و ۳۰/۶۹٪ می‌باشد و می‌توان گفت که این دو نمونه در بین نمونه های دیگر، دارای بالاترین میزان عدد سختی می‌باشند.



شکل۳. نمایش شماتیک شرایط آزمایشگاهی تحقیق حاضر از لحاظ فرکانس و دامنه مورد استفاده [۱۲]



شکل۴. نمودار تنش-کرنش مربوط به قسمت‌های میانی Y-Sample های ریخته شده در فرکانس‌های ۰-۶۰Hz

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]

جدول۳. مقادیر σ_{UTS} و σ_Y و درصد تغییرات طول نسبی مربوط به قسمت‌های میانی از قطعات ریختگی در فرکانس ۰-۶۰Hz

کد نمونه	فرکانس (Hz)	مقادیر استحکام نهایی، تسلیم(MPa) و تغییرطول(٪)			انحراف از معیار× STDEV			درصد تغییر نسبت به حالت مرجع (A)		
		σ_{UTS}	σ_Y	El%	σ_{UTS}(MPa)	σ_Y(MPa)	El%	$\Delta\ \sigma_{UTS}$	$\Delta\ \sigma_Y$	Δ El%
A	۰	۱۴۵	۹۳	۱/۲	۴/۶	۵/۲	۰/۰۷	-	-	-
B	۱۰	۱۴۶	۹۶	۱/۲۵	۴/۳	۳/۸	۰/۰۹	۰/۶۹	۳/۲۳	۴/۱۷
C	۲۰	۱۵۵	۱۰۱	۲/۳۱	۶	۵/۹	۰/۱	۶/۸۹	۸/۶۰	۹۲/۵
D	۳۰	۱۶۴	۱۰۶	۲/۹۱	۳/۷	۳	۰/۱۳	۱۳/۱۰	۱۳/۹	۱۴۲/۵
E	۴۰	۱۸۹	۱۱۶	۳/۹۸	۲	۲/۲	۰/۰۷	۳۰/۳۴	۲۴/۷	۲۳۱/۶
F	۵۰	۲۰۷	۱۲۷	۴/۴۸	۳/۵	۱/۸	۰/۰۴	۴۲/۷۶	۳۶/۶	۲۷۳/۳
G	۶۰	۲۱۸	۱۳۳	۴/۷	۳/۴	۲/۹	۰/۰۹	۵۰/۳۵	۴۳/۰	۲۹۱/۶

×Standard Deviation

جدول۴. کمیت‌های فیزیکی و مکانیکی اندازه‌گیری شده

کد نمونه	BHN	STDEV (BHN)	%ΔBHN	SDAS (μm)	STDEV (μm)	%ΔSDAS	ρ(g/cm³)	%Δρ
A	۷۲/۰	۵/۶	-	۶۸/۳	۳/۰۶	-	۲/۶۶۲	-
B	۷۴/۷	۴/۵	+۳/۷۵	۶۵	۲/۱	-۴/۸۳	۲/۶۸۵	۰/۸۶
C	۷۶/۹	۳/۱	+۶/۸۰	۵۸	۱/۸۳	-۱۵/۰۸	۲/۷۳۷	۲/۸۲
D	۷۷/۷	۲/۲	+۶/۹۴	۵۰/۲	۱/۵	-۲۶/۵۰	۲/۷۵۳	۳/۴۲
E	۸۲/۹	۱/۹	+۱۵/۱۴	۴۱/۸	۱/۱۴	-۳۸/۸	۲/۷۹۸	۵/۱۱
F	۹۲/۴	۱/۷	+۲۸/۳۳	۳۶/۳	۰/۳۵	-۴۶/۸۵	۲/۸۳۷	۶/۵۷
G	۹۴/۱	۱/۰	+۳۰/۶۹	۳۰/۹	۰/۲۴	-۵۴/۷۶	۲/۸۵	۷/۱۰

چگالی مربوط به Y-Sample های A-G در جدول (۴) آورده شده‌است. با انجام مقایسه ساده می‌توان دریافت که چگالی نمونه G نسبت به چگالی نمونه A، به اندازه ٪۷/۱۰ افزایش می یابد و در بین نمونه های دیگر، حایز بالاترین میزان دانسیته است. یکی از عوامل میکروساختاری که می توانست در تعیین فرکانس بهینه موثر باشد و نیز در بسیاری از موارد، رابطه پارامترهای مکانیکی، با آن به عنوان شاخصی برای پدیده ریزدانگی مطرح می شود، پارامتر فاصله بازوهای ثانویه دندریتی (SDAS) می‌باشد؛ در جدول (۴)، SDAS نمونه های A-G آورده شده است. همانگونه که مشاهده می شود میزان SDAS در نمونه A از ۶۸/۳μm با ٪۵۴/۷۶ کاهش در اثر افزایش فرکانس ارتعاش به ۶۰Hz، به میزان ۳۰/۹μm در نمونه G رسیده است.

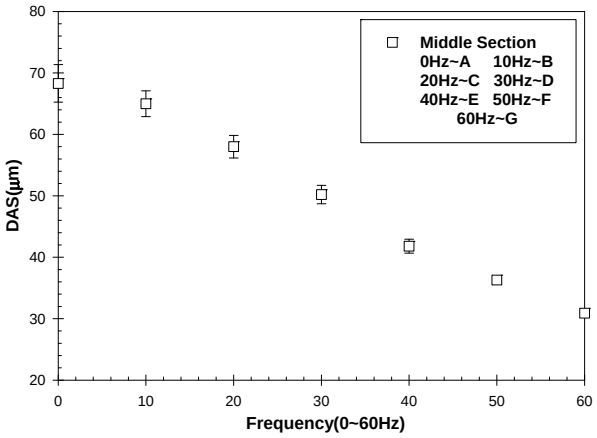
۴. بحث

۴-۱. ارتباط بین خواص مکانیکی و اجزای ریزساختاری

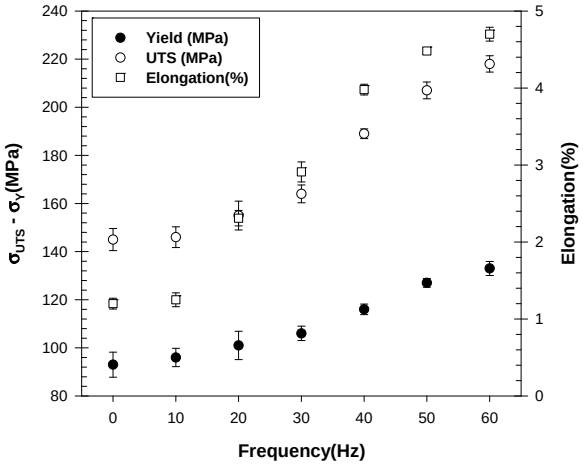
با وجود شکست ترد همه نمونه‌ها، نمونه‌های منجمد شده به صورت دینامیک، ظرفیت تغییر شکل بالاتری نسبت به حالت‌های مرجع از خود نشان دادند. با توجه به شکل (۶) مشاهده می‌شود که با افزایش فرکانس ارتعاش (شدت ارتعاش)، هر سه پارامتر استحکام نهایی کششی، استحکام تسلیم و درصد تغییرات طول افزایش می‌یابد.خواص کششی یک آلیاژ به طور مستقیم به ریزساختار آن بستگی دارد. ریزساختار آلیاژهای ریختگی هیپوتکتیک، شامل زمینه α-Al، ذرات سیلیسیم یوتکتیک، فازهای بین فلزی، آخال‌های غیرفلزی و حفرات می‌باشد که توسط عواملی چون ترکیب شیمیایی، شرایط فرآوری مذاب، سرعت انجماد و عملیات حرارتی کنترل می‌شود [۶].

بخاطر وجود سلولهای یوتکتیک سوزنی در مرز دندریتهای α-Al بعد از انجماد، ترجیح داده‌شد تا از پارامتر SDAS به عنوان شاخصی جهت نمایش پدیده ریزدانگی (و نیز ریزتر شدن فواصل بین دندریت‌ها) استفاده‌شود. با کاهش میزان SDAS (شکل (۵))، اندازه و یا مقدار اجزاء ریزساختاری که رسوب می‌کنند نیز به نوبه خود کاهش یافته و بدین ترتیب پراکندگی ظریف‌تر و بهتری حاصل می‌شود (شکل (۷)). برای مثال، اندازه و شکل سیلسیم یوتکتیک کوچکتر شده و کمتر سوزنی می شود، بدین ترتیب ساختار یوتکتیک ظریف‌تری شکل می‌گیرد. در خصوص عوامل ایجاد و تشدید پدیده‌های ریزدانگی و یکنواختی ساختاری، مکانیزم‌های ذیل مطرح می‌باشند.

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]



شکل۵. نمودار تغییرات SDAS مربوط به قسمت میانی Y-Sample ها بر حسب فرکانس ارتعاش



شکل۶. نمودار تغییرات σUTS،σY و El%، مربوط به قسمت‌های میانی Y-Sample ها بر حسب فرکانس ارتعاش

۴-۱-۱. جریان در اطراف بازوهای دندریتی

جریان فلز مذاب به دو صورت جریان آرام (خطی) یا آشفته (متلاطم) می‌تواند اتفاق بیفتد. از آنجائیکه جریان مذاب به دلیل اعمال نیروی هارمونیک ساده اتفاق می‌افتد، از اینرو عدد رینولدز ماکزیمم براساس مطالعات عبارت است از [۱۲]:

$$R_e = \frac{2\pi d\rho f a}{\eta} \qquad (۴)$$

که بستگی خواهد داشت به:

d: قطر بازوهای دندریتی، ρ: دانسیته مذاب، η: ویسکوزیته مذاب، f: فرکانس (Hz) و a: دامنه (m).

Campbell [۱۲] عنوان نمود در صورتیکه عدد رینولدز زیر ۱۰ باشد حالت جریان به صورت آرام، برای مقادیر بالای $۱۰^{۳}$ به صورت آشفته و بین این دو مقدار دارای حالت مخلوط می‌باشد. محدوده عدد رینولدز بدست آمده در این پژوهش، با استفاده از پارامترهای نظیر $d=۳\times۱۰^{-۴}m$، $\rho=۲/۵\times۱۰^{۳}kgm^{-۳}$، $\eta=۱/۳\times۱۰^{-۳}NSm^{-۲}$[1] و a=۰/۲mm در فرکانس‌های بین ۱۰ تا ۶۰Hz، بین دو عدد ۷/۲۴ و ۴۳/۴۹ قرار می‌گیرد که در این صورت جریان مذاب بایستی دارای حالت مخلوط باشد.

با افزایش فرکانس ارتعاش به ۶۰Hz، حالت جریان از وضعیت آرام (در فرکانس ۱۰Hz و حالت استاتیک)، به حالت مخلوط تغییر یافته و چنین تغییر حالتی بر مکانیزم‌های ریزدانگی نظیر تنش خمشی (بخش ۲-۱-۴)، بارش دندریت‌ها (بخش ۳-۱-۴) و میزان کاهش در زمان انجماد (بخش ۴-۱-۴)، تاثیر مثبت می‌گذارد، بگونه‌ایکه علاوه بر ایجاد پدیده ریزدانگی (با کاهش فاصله بازوهای ثانویه دندریتی به مقدار ٪۵۴/۷۶)، سبب شدت یافتن پدیده تغذیه جرمی موثر (با افزایش چگالی) می‌گردد.

۴-۱-۲. تنش خمشی

در اثر برخورد مذاب به دندریتها، شکست آنها اتفاق افتاده و کریستال‌های تولید شده در اثر شکست دندریتها، خود به عنوان جوانه‌زا عمل کرده که به سمت مرکز قطعه رانده می‌شوند، همزمان با این فرآیند، دندریتهای جداشده، در جهت تخریب بازوهای دندریتهای همسایه وارد عمل می‌شوند، دندریتهای مذکور به واسطه نزدیک بودن دمای آنها با دمای توده مذاب، دارای استحکام و داکتیلیته پایین می‌باشند؛ طبیعی است به منظور رشد این کریستال‌ها، مرکز قطعه بایستی در مادون انجماد ترکیبی قرار گیرد. بسیاری از محققان، تئوری مذکور یعنی شکست حین ارتعاش را پیشنهاد کرده‌اند [۱۸،۱۳].

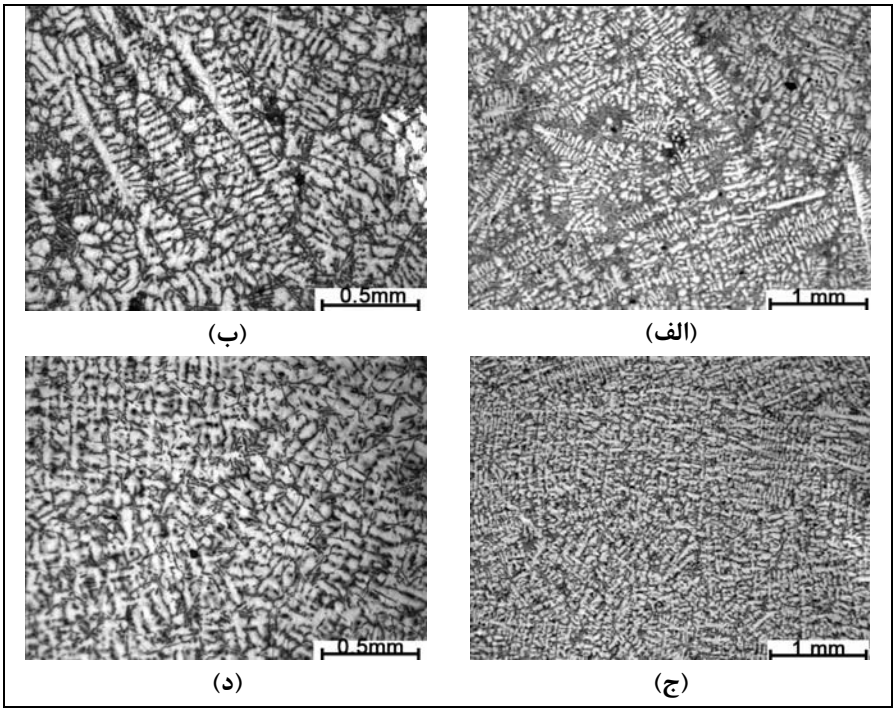
۴-۱-۳. بارش دندریت‌ها

حرکت مذاب در حین انجماد سبب ایجاد یک سری بی‌نظمی‌هایی در سطح شمش می‌شود، به طوریکه آن دسته از دندریتهایی را که به سطح مذاب می‌رسند را، در درون توده مذاب پراکنده می‌کند[۱۲].

این دندریتهای منفصل به همدیگر و نیز به آنهایی که هنوز به دیواره چسبیده‌اند، برخورد کرده و سبب گسترش دامنه تخریب دندریت می‌شود. در نتیجه فرآیند ریزدانه شدن اتفاق می‌افتد. بنابراین مکانیزم بارش می‌تواند مسئول ریزدانگی و نیز تشکیل دانه‌های هم-محور باشد. اثر بارشی که پیش‌تر توسط Southin [۲۰] ارائه شده، به طور تجربی نشان داده است که ارتعاش بسیاری از فلزات خالص و آلیاژها در قالب با فرکانس ۵۰Hz سبب ایجاد ساختار ریزدانه از طریق مکانیزم بارش دندریت‌ها می‌گردد.

[1] اندازه کمیت‌های قطر بازوهای دندریتی، دانسیته و ویسکوزیته، برگرفته از مرجع [۱۲] می‌باشد.

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]



شکل۷. ساختار میکروسکوپی نمونه‌های (الف) و (ب) A، (ج) و (د) G. مشاهده می‌شود که با افزایش فرکانس و نزدیک شدن به حد تئوریک بحرانی در نقشه فرکانس-دامنه، رشد و ساختار دندریتی از بین رفته و علاوه بر آن، فاز یوتکتیک Al-Si بصورت همگن در فضای بین دندریتی جای گرفته است.

در حقیقت Southin [۲۰] نظریات ارائه شده از سوی محققان دیگر را [۱۲] مبنی بر جوانه زایی و رشد دانه‌ها، در خلاف جهت سطح سرد باز را مورد تایید قرار داد. این دانه‌ها سبب ایجاد بارشی از ذرات جامد به طرف مذاب شده که کمک زیادی به تشکیل منطقه هم محور مرکزی در شمش می‌کنند.

همانگونه که در شکل (۷- (الف) و (ب)) مشاهده می‌شود، ریزساختار نمونه سرد شده در حالت استاتیک بصورت دندریتی بوده و شاهد تجمع فاز یوتکتیک در مناطق بین‌دندریتی می‌باشیم؛ ولی با افزایش فرکانس ارتعاش به ۶۰Hz، ساختار دندیتی جای خود را به ساختار هم‌محور داده، بصورتیکه فاز ثانویه بصورت همگن در سرتاسر نمونه توزیع شده و بدین ترتیب ساختاری با خواص فیزیکی و مکانیکی همگن بدست می‌آید. (شکل (۷- (ج) و (د)).

اگر سطح آزاد مایع تحت تلاطم قرار گیرد، در اینصورت مکانیزم بارش بسیار موثرتر عمل خواهد کرد. ایجاد تلاطم‌های ساده مکانیکی نظیر ضربه زدن به قالب، ایجاد تلاطم در سطح توسط میله و یا حباب زایی در سطح مذاب، سبب افزایش اثر بخشی می‌شود [۱۱].

۴-۱-۴. کاهش در زمان انجماد

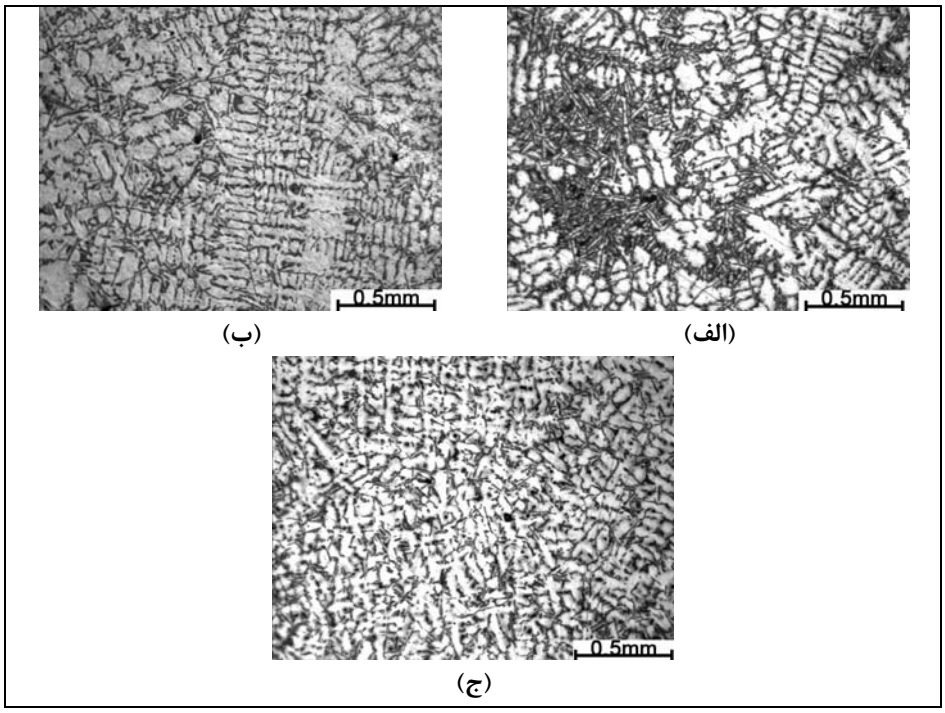
زمان کل انجماد آلیاژهای آلومینیوم، در اثر اعمال ارتعاش مکانیکی کاهش می‌یابد [۲۱]. دندریت‌های شکسته شده که ناشی از عوامل مختلفی نظیر آشفتگی جریان مذاب، تغییرات حرارتی، تنش خمشی و جریان مذاب در اطراف بازوهای دندریتی می‌باشند، به دیگر قسمت‌های توده مذاب، مخصوصاً به طرف منطقه مرکزی قالب رانده می‌شوند که در آنجا به صورت یک جوانه‌زا عمل می‌کنند. هنگامیکه فاز جامد مذکور توسط مذاب جایگزین می‌شود، درجه حرارت مذاب و گرادیان دمایی در مذاب به سرعت کاهش می‌یابد. بنابراین درجه حرارت متوسط در قالب، سریعاً افت پیدا کرده و این به معنای خروج حرارت با سرعت بیشتر از قالب می‌باشد.

زمانیکه درجه حرارت مذاب به زیر دمای انجماد می‌رسد، تعداد زیادی از کریستال‌های هم محور در جای‌جای قطعه ریخته‌گری تشکیل می‌شوند که این فرآیند در تطابق با نظریه Big Bang مربوط به Chalmers [۲۲] می‌باشد. این مکانیزم همچنین در تولید ساختار ریزدانه در اثر ارتعاش نیز صدق می‌کند. حفره‌های گازی موجود در مذاب، به علت وجود تنش سطحی، ممکن است به صورت یک جسم سخت عمل کنند. این حفره‌ها اندازه حرکت بالایی داشته و سبب تخریب و شکست دندریت‌ها گشته و بدین ترتیب منجر به ریزدانگی می‌شوند.

۵-۱-۴. فرآیند حفره‌زایی

ساختار ریزدانه می‌تواند از طریق فرآیند حفره‌زایی که در حین اعمال جزء فشاری منفی چرخه‌های ارتعاشی رخ می‌دهد، بوجود آید

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]



شکل۸. ساختار میکروسکوپی نمونه‌های (الف) A، (ب) C، (ج) G، مشاهده می‌شود که با افزایش فرکانس، ساختاری همگن ایجاد می‌شود و با توجه به جدول (۵) و سختی بالاتر سیلیسیم نسبت به آلومینیوم، افزایش عدد سختی، امری قطعی است.

[۱۲]. رشد حفرات در یک نیم سیکل، درجه حرارت را در حفره کاهش داده به گونه‌ای که جوانه‌زنی کریستال در این منطقه به شرط افت دما به حد کافی، امکان‌پذیر خواهد بود. در طول نیم سیکل دوم، در اثر فشار بر روی حفره‌ها، جوانه یا کریستال سطح حفره را پاره کرده و موج حاصل از آن جوانه را به داخل مذاب خواهد برد.

اگر حفره‌ها رشد نکنند، معمولاً در نیم سیکل فشاری مثبت، دچار از هم پاشیدگی گشته و فشار موضعی بالایی ایجاد می‌کنند. اثر از هم پاشیدگی حفرات که نتیجه‌اش پخش ذرات جامد در توده مذاب باقیمانده می‌باشد منجر به ایجاد ساختار ریزدانه از طریق عملکرد آنها به طریقه جوانه‌های هتروژن می‌گردد.

گزارش شده است که با افزایش نرخ سرد کردن (و یا کاهش در SDAS)، بهبود چشمگیری در خواص کششی آلیاژهای ریختگی آلومینیوم (نظیر ۳۸۰) مشاهده شده است[۲۵-۲۳]. در حقیقت با افزایش فرکانس ارتعاش، بر شدت مکانیزمهای مسئوول در بهبود خواص مکانیکی افزوده می‌شود که افزایش ΔBHN% و کاهش ΔSDAS% در جدول (۴)، مبین این مطلب است.

همچنین، با کاهش میزان SDAS، اندازه و یا مقدار اجزاء ریزساختاری که رسوب می کنند نیز به نوبه خود کاهش یافته و بدین ترتیب توزیع ظریف‌تر و بهتری حاصل می‌شود. برای مثال در شکل‌های (۷-ج) و (۷-د) و شکل (۸) مشاهده می‌شود که ساختار دندریتی تقریباً از بین رفته و نیز اندازه و شکل سیلسیم یوتکتیک کوچکتر می‌شود. بدین ترتیب ساختار یوتکتیک ظریف‌تری شکل می‌گیرد که این عمل "بهسازی در اثر سریع سردکردن"[1] نام دارد.

۲-۴. تغییرات چگالی

با افزایش فرکانس ارتعاش و نزدیک شدن به حالت حد آستانهٔ تئوریک (قسمت بالایی منطقه هاشور خورده در شکل ۳)، میزان حفرات کمتر شده و چگالی افزایش می یابد (شکل۹). افزایش چگالی نمونه‌ها، مخصوصاً در قطعات ریختگی بزرگ و نیز شمش‌هایی که بعد از تولید تحت عملیات کار سرد و یا ترمودینامیکی قرار می‌گیرند، بسیار سودمند خواهد بود. معمولاً در ریخته‌گری چنین قطعاتی به تعداد زیادی تغذیه نیاز داریم که بعد از انجماد باید بریده شوند.

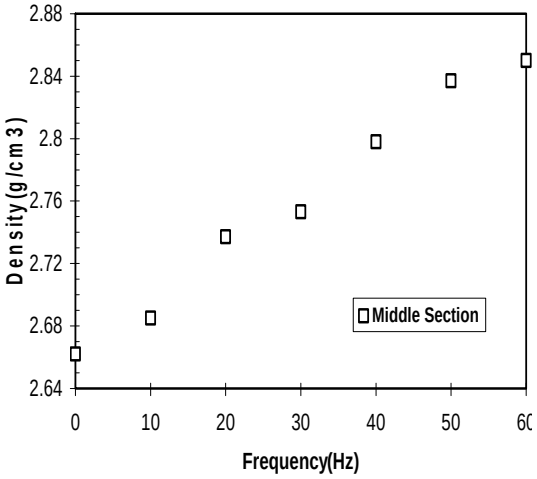
به عنوان مثال، افزایش چگالی در نمونه G به میزان ٪۷/۱۰ (مطابق جدول (۴))، همراه با کاهش حفرات و تخلخل و افزایش سطح مقطع موثر انتقال بار در تست کشش خواهد بود. به هنگام استفاده از انرژی ارتعاشی، اندازه تغذیه‌های مورد نیاز و نیز حجم آنها کاهش می‌یابد.

کم بودن چگالی در قطعات ریختگی، ناشی از عدم ورود مذاب به حفره‌های تشکیل شده بین دندریت‌ها (در اثر انقباض) می‌باشد. ولی با بکار بردن انرژی ارتعاشی، علاوه بر کاهش کلی اندازه دانه در اثر شکسته شدن دندریت‌ها، پتانسیل زیادی برای حذف این عیب از

[1] *Quench Modification*

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]

طریق افزایش تغذیه جرمی موثر[1]، خصوصاً در آلیاژها با دامنه انجماد وسیع، بوجود می‌آید.



شکل۹. نمودار تغییرات چگالی مربوط به قسمت میانی Y-Sample ها بر حسب فرکانس ارتعاش

۳-۴. تغییرات سختی

با افزایش فرکانس ارتعاش و نزدیک شدن شرایط ارتعاش به حالت حد آستانهٔ تئوریک در نقشه فرکانسی شکل (۳) (قسمت بالایی پیکان نشان داده‌شده در شکل ۳)، میزان حفرات کمتر شده و سختی افزایش می‌یابد.

دلایل افزایش سختی از یک طرف به کاهش کلی اندازه دانه (رابطه Hall-Petch) و از طرفی دیگر تا حدود زیادی به توزیع مجدد فازهای ثانویه در زمینه آلیاژ باز می‌گردد. در آن‌دسته از سیستم های آلیاژی که اختلاف بین چگالی اجزای تشکیل دهنده پایین بوده و تمایل به جدایش ثقلی ملایم می باشد، نقش ارتعاش در توزیع مجدد فازها، بسیار مهم خواهد بود.

با مقایسه ساده ای بین عدد سختی آلومینیوم و سیلیسیم خالص (جدول(۵))، نقش توزیع مجدد فازها و ملایم تر شدن پروفیل جدایش مشخص‌تر می‌شود. در شکل (۸) ملاحظه می‌شود که ریزساختار نمونه A بواسطه تجمع فاز یوتکتیک در مناطق خاص، غیرهمگن می‌باشد، ولی با اعمال انرژی ارتعاشی و افزایش فرکانس آن، توزیع و پراکندگی فاز یوتکتیک بسیار همگن می‌شود. با ایجاد ریزساختاری همگن، افزایش عدد سختی میانگین، مورد انتظار می‌باشد.

بدین ترتیب، با کاهش میزان جدایش ریز در قطعات ریختگی علاوه بر افزایش میزان سختی، سبب کاهش زمان عملیات حرارتی هموژن‌سازی می‌گردد. در حقیقت اعمال ارتعاش از طریق فرآیند مخلوط سازی دوغابی تکه دندریت های شکسته‌شده، در جلوگیری از آندسته جدایش هایی که مکانیزم آنها بر پایه گرادیان دمایی در سیستم های با دامنه انجماد بالا می باشد، نقشی مهم و اساسی ایفا می‌کند.

جدول۵. میزان سختی عناصر آلومینیوم و سیلیسیم خالص[۱۶]

عناصر	عدد سختی
آلومینیوم	۱۲۰-۱۴۰ HV
سیلیسیم	۱۰۰۰-۱۲۰۰ HV

۵. نتیجه‌گیری

۱- با افزایش فرکانس ارتعاش از صفر تا ۶۰Hz (شدت ارتعاش)، هر سه پارامتر استحکام نهایی کششی، استحکام تسلیم و درصد ازدیاد طول نسبی افزایش می یابد، به نحوی که σ_{UTS} و σ_Y برای نمونه G (ریخته‌شده در فرکانس ۶۰Hz) نسبت به نمونه A (ریخته‌شده در حالت استاتیک بدون مواد افزودنی) به ترتیب ٪۵۰/۳۵ و ٪۴۳ افزایش می‌یابد و به موازات آن، درصد ازدیاد طول نسبی نمونه A با افزایش فرکانس، با افزایش ٪۲۹۱، به ٪۴/۷ در نمونه G می‌رسد.

۲- عدد سختی نمونه‌ها با افزایش فرکانس ارتعاش، افزایش می‌یابد، بگونه‌ایکه، عدد سختی برینل نمونه G (ریخته‌شده در فرکانس ۶۰Hz بدون مواد افزودنی)، نسبت به سختی نمونه A (ریخته‌شده در حالت استاتیک بدون مواد افزودنی)، ٪۳۰/۶۹ افزایش نشان می‌دهد و می‌توان‌گفت که این نمونه (نمونه G) در بین نمونه‌های دیگر، دارای بالاترین میزان عدد سختی می‌باشد.

۳- چگالی نمونه G (ریخته‌شده در فرکانس ۶۰Hz بدون مواد افزودنی) که به روش ارشمیدس اندازه گیری شده است، نسبت به چگالی نمونه مرجع A (ریخته‌شده در حالت استاتیک بدون مواد افزودنی)، دارای افزایشی ٪۷/۱۰ می باشد و در بین نمونه‌های دیگر، حایز بالاترین میزان چگالی می‌باشد.

۴- با اعمال ارتعاش، اندازه SDAS کاهش می‌یابد. همانگونه که ملاحظه‌شد، میزان SDAS در نمونه A (ریخته‌شده در حالت استاتیک بدون مواد افزودنی) از ۶۸/۳μm با ٪۵۴/۷۶ کاهش در اثر افزایش فرکانس ارتعاش به ۶۰Hz، به میزان ۳۰/۹μm در نمونه G (ریخته‌شده در فرکانس ۶۰Hz بدون مواد افزودنی) رسیده است.

۵- با توجه به نتایج اتخاذ شده از بررسی خواص مکانیکی، فیزیکی و ریزساختاری قسمت‌های میانی Y-Sampleهای ریخته‌شده، می‌توان فرکانس ۶۰Hz را به عنوان فرکانس بهینه ارتعاش (در شرایط تحقیق حاضر) بیان نمود. شرایط ارتعاش بهینه (فرکانس ۶۰Hz و

[1] *Mass Feeding*

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]

دامنه ۰/۲mm) تعیین شده، تا حدود زیادی منطبق بر شرایط تئوریک پیش‌بینی شده می‌باشد.

مراجع

[1] Mondolfo, L. F., "*Aluminum Alloys: Structure and Properties*", *Butterworth and Co.*, London, 1976, PP. 534-537.

[2] Polmear, I.J., "*New Materials Technology*" *Light Alloys*, 2nd ed. (Edward Arnold, London, 1989.

[3] Campbell, J., "*The New Metallurgy of Cast Metals*", *Proceeding From the 2nd International Aluminum Casting Technology Symposium*, 7-9 October 2002, Columbus, OH, ASM International, 2002, PP. 11-19.

[4] YE, B.J., *PhD Thesis*, *The University of Wisconsin-Madison*, 1985.

[5] Kanicki, D.P., "*Processing molten aluminum - part 1: understanding silicon modification*" *Modern Casting 1*, 1990, P. 24.

[6] Form, G.W., Wallace, J.F., "*Typical microstructure of cast metals* ", *Trans. AFS*, Vol. 68, 1960, PP. 145–156.

[7] Lee, Y.C., Dahle, A.K., St.John, D.H., Hutt, J.E.C., "*The Effect of Grain Refinement and Silicon Content on Grain Formation in Hypoeutectic Al–Si Alloys*", *Mater. Sci. Eng. A*, Vol.A259, 1999, PP. 43–52.

[8] Flemings, M.C., "*Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State*", *Metallurgical Transactions A.* Vol. 22A, May 1991, *the 1990 Edward Campbell Memorial Lecture*, ASM International, PP. 957–981.

[9] Mizutani, Y., Kawai, S., Miwa, K., Yasue, K., Tamura, T., Sakaguchi, Y., *Mater. Trans.* Vol. 45, 2004, PP. 1939–1942.

[10] Makhlouf, M.M., Guthy, H.Y., *J. Light Met.* 1,2001, PP. 199–218.

[11] Fisher, T.P., Met, A., Met, M., A.I.M. "*Effect of Vibrational energy on the solidification of aluminum alloys*", *British Foundrymen*, March 1973, PP.71-84.

[12] Campbell, J., *International Metals Reviews*, 1981, No. 2, PP. 71-107.

[13] Chalmers, B., "*The Effect of Mechanical Vibrations on Metallurgical Processes*" *Trans. A.I.M.E.*, Vol.200, 1954, P. 519.

[14] Shahani, H., Fredriksson, H., *Scandinavian, J. of Metallurgy*, Vol. 14, 1985, P. 316.

[15] Bower, T.F., Fleming, M.C., "*Ultrasonic Treatment of Light Alloy Melts*" *Trans. Met. Soc., AIME*, Vol. 239, 1967, P. 216.

[16] Abu-Dheir, N., Khraisheh, M., Saito, K., Male, A., "*Silicon Morphology Modification in the Eutectic Al-Si Alloy Using Mechanical Mold Vibration*", Material Science And Engineering A, ELSEVIER Science, Vol. 393, 2005, PP. 109-117.

[17] Appendino, P., Crivellone, G., *et al.*: "*Dynamic Solidification of Sand-Cast Aluminum Alloys*", *Teksid Aluminum S.p.A. via Umberto II, 3/5 - Carmagnola-Metallurgical Science and Technology*, 2003, PP.27-32.

[18] Kokatepe, K., Burdett, C.F., *J. of Mat. Sci. and Eng.*, *Kluwer Academic Publisher*, 2000, PP. 3327-3335.

[19] ASM Handbook, Formerly Tenth Edition, *Metals Handbook*, Vol. 9, "*Metallography and Microstructures*", ©1990, by ASM International, 3rd Printing, November 1993.

[20] Southin, R.T., "*Influence of Low-Frequency Vibration on the Nucleation of Solidifying Metals"*, *J. Inst. Met.*, Vol. 94, 1966, PP. 401-407.

[21] Shabestari, S.G., Malekan, M., *Journal of Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 44, No. 3, July 2005, PP. 305-312.

[22] Chalmers, B., "*The Effect of Mechanical Vibrations on Metallurgical Processes*" *Trans. A.I.M.E.*, Vol.200, 1954, P 519.

[23] Ma, Z., Samuel, A.M., Samuel, F.H., Doty, H.W., Valtierra, S., "*Effect of Iron and Cooling Rate on Tensile Properties of A380 Alloys in Non-Modified and Sr-Modified Conditions*", *AFS Transactions*, Des Plaines IL USA, 2004, paper 04-007(02).PDF.

[24] Shabestari, S.G., Momeni, H., "*Effect of Copper and Solidification Conditions on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si-Mg Alloys*", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 153-154C, 2004, PP. 193-198.

[25] Shabestari, S.G., Gruzleski, J.E., "*The Effect of Solidification and Chemistry on Formation and Morphology of Complex Intermetallic Compounds in Aluminum-Silicon Alloys*", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 6, No. 4, 1994, PP. 217-224.

[Downloaded from ijiepm.iust.ac.ir on 2024-07-27]