

# 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 ۶۰ Hz) قرار داده شده و سپس بدون استفاده از ترکیبات جوانه‌زا و یا بهساز، ریخته‌گری شدند. با انجام آزمایشات مربوطه، فرکانس نمونه ریخته‌شده در فرکانس ۶۰ Hz 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 جرمی موثر را فراهم می‌آورد.

**واژه‌های کلیدی:** ارتعاش مکانیکی، فاصله بازوهای ثانویه دندریتی، خواص مکانیکی، آلیاژ آلومینیوم 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، دارا بودن 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 ریزخفرت و ترک‌ها می‌باشند [۴-۱]. 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 مرحله مناسبی از انجماد با استفاده از فرآیندهای مختلفی نظیر سرد کردن سریع [۶]، اضافه کردن جوانه‌زا [۷] و رنوکت [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 یدالله‌تبار، 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

حفره‌زایی  $P_{max} = -\rho \Delta atm$  بدست می‌آید. اگر قطعه ریختگی عاری از گاز باشد، در اینصورت حد آستانه حفره‌زایی به  $P_{max} = \rho atm$  افزایش می‌یابد. در حقیقت این دو مقدار حد آستانه حفره‌زایی در قطعات گازدار و بدون گاز می‌باشند. گزارش شده است که از هم پاشیدگی حفره‌های تولید شده از این طریق، سبب ریزش میکروساختار آلیاژی‌هایی 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 [۱۷].

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 هموزن 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 ریزدانه‌گی 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، سعی شد تا اثر اعمال انرژی ارتعاشی مکانیکی در فرکانس‌های متغیر و دامنه ثابت بر خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ آلومینیوم 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 از یک بوتله گرافیتی با ظرفیت ۳۰ Kg ذوب گردیدند. با تنظیم دمای ذوب در  $750^{\circ}C$ ، عملیات کیفی شامل اضافه کردن فلاکس پوششی و آخال‌زدایی و در نهایت عملیات گاززدایی با قرص دگازور انجام شد. سپس مذاب در داخل قالب چدنی به شکل Y-Block ریخته‌گری شد تا نمونه شاهد در فرکانس صفر بدست‌آید. به همین ترتیب مذاب‌های مختلفی آماده‌شده و هریک تا پایان زمان انجماد، تحت یکی از فرکانس‌های

شماری از فلزات و آلیاژها 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 میدان 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<sup>۱</sup> 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  $\gamma$  کشش مذاب و  $r$  شعاع حباب می‌باشد. بنابراین: فشار بیرون - فشار داخل =  $2 \frac{\gamma}{r}$  و یا:

$$P_g - \rho gh + P_a + P_{vib.} = 2 \frac{\gamma}{r} \quad (1)$$

که در رابطه (۱)،  $P_g$  فشار تعادلی گاز در مذاب،  $\rho gh$  فشار هیدرواستاتیک در عمق  $h$ ،  $P_a$  فشار اعمالی به سطح مایع (معمولاً یک اتمسفر) و  $P_{vib.}$  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  $P_{vib.}$  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  $\rho gh$  و نیز اینکه قطعه ریختگی حاوی گاز باشد، در اینصورت مقدار  $P_g = \rho \Delta atm$  خواهد شد که نتیجتاً حد آستانه

<sup>1</sup> Cavitation

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.

جدول ۱. 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

جدول ۲. 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:

$$DAS = \frac{L}{N \times M} \quad (3)$$

جهت انجام تست کشش، نمونه‌ها از قسمت میانی قطعات انتخاب شده (شکل ۱) 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

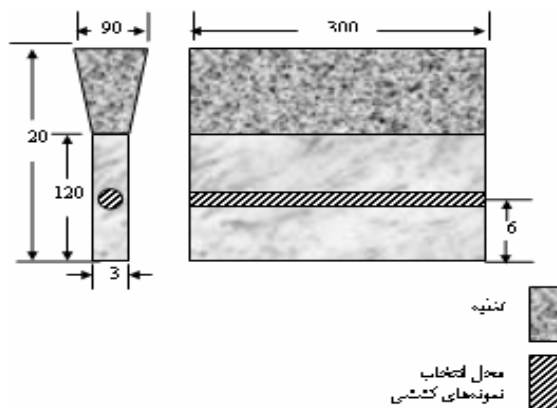
از آنجائیکه در تحقیقات قبلی، آزمایشات بسیار اندکی در رابطه با تأثیر ارتعاش بر خواص مکانیکی آلیاژهای مورد مطالعه انجام شده‌است، در این تحقیق سعی بر آن شد تا بیشتر بر تغییرات خواص مکانیکی نظیر خواص کششی، سختی و اجزای میکروساختاری آلیاژ در اثر اعمال ارتعاش تأکید شود.

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 جداسدن قطعه از قالب، با گرافیت پوشش داده شد و در هر حالت ریخته‌گری، قالب به‌همراه پوشش تا ۳۵۰°C پیش‌گرم می‌شد.

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 میکروسکوپی، ۹ نمونه متالوگرافی تهیه شد.

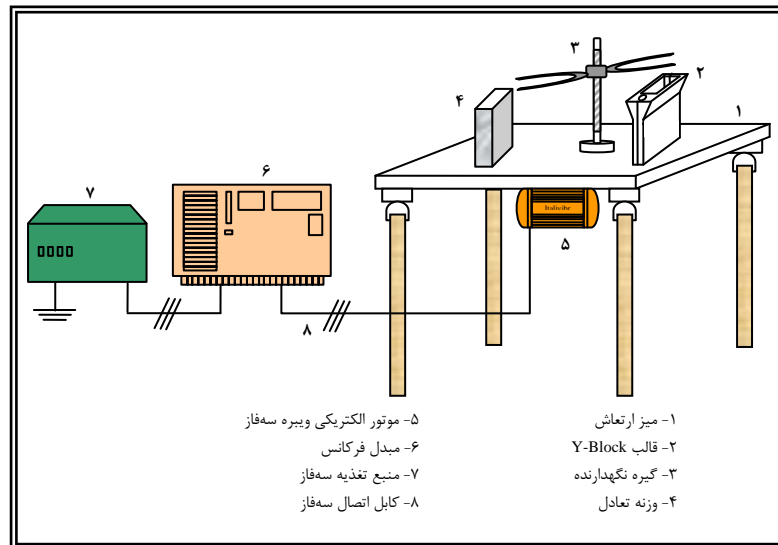
نمونه‌ها پس از آماده‌سازی و پولیش نهایی با خمیر الماسه ۶μm، با استفاده از محلول ۵HF٪ [۱۹] شدند و توسط میکروسکوپ نوری Leica مجهز به Image Analyzer در بزرگنمایی‌های ۵۰×، ۱۰۰×، ۲۰۰×، ۵۰۰× و ۱۰۰۰× از آنها عکسبرداری شد. میزان فاصله بازوهای دندریتی<sup>۱</sup> (SDAS) نمونه‌ها با استفاده روش ترسیم خطوط برخورد بر روی ۲۵ تصویر متالوگرافی در هر حالت و بر طبق فرمول (۲) محاسبه شد [۱۹].

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

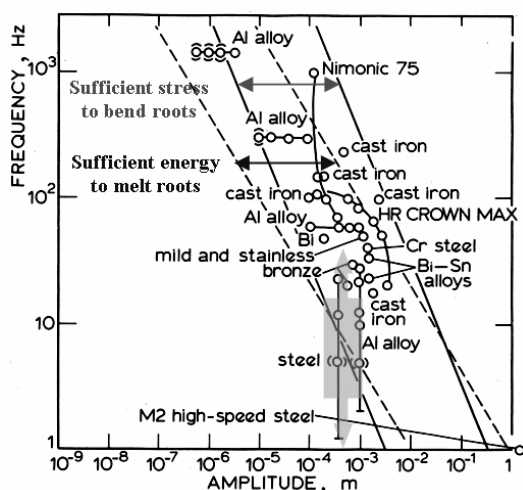
$$DAS = \frac{L}{N \times M} \quad (2)$$


شکل ۱. شماتیک و ابعاد نمونه‌های ریخته‌گری شده (ابعاد به mm می‌باشند)

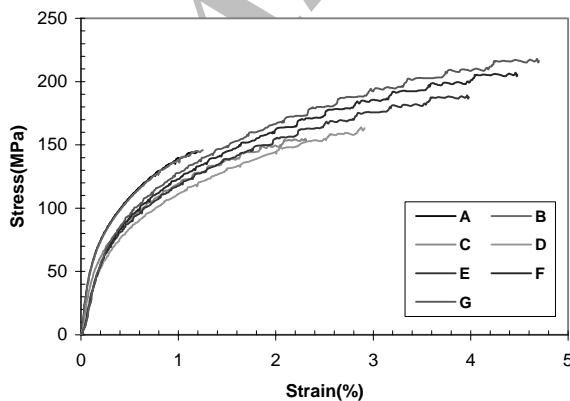
<sup>1</sup> Secondary Dendrite Arm Spacing



شکل ۲. شماتیک میز ارتعاش به‌همراه تجهیزات مورد استفاده



شکل ۳. نمایش شماتیک شرایط آزمایشگاهی تحقیق حاضر از لحاظ فرکانس و دامنه مورد استفاده [۱۲]



شکل ۴. نمودار تنش- کرنش مربوط به قسمت‌های میانی Y-Sample های ریخته شده در فرکانس‌های ۶۰-۰ Hz

با توجه به وجود نقشه فرکانس-دامنه جهت تعیین تخمینی شرایط آزمایشگاهی (شکل ۳) [۱۲]، شرایط دقیق فرکانس-دامنه بهینه جهت اعمال ارتعاش برای تک‌تک آلیاژهای یک عنصر (نظیر A1380) 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 - کرنش مربوط به نمونه‌های ریخته‌گری شده در فرکانس‌های ۰-۶۰ Hz نشان داده شده است. داده‌های استخراج شده از نمودار مذکور، اعم از استحکام کششی نهایی ( $\sigma_{UTS}$ )، استحکام تسلیم ( $\sigma_Y$ ) و درصد ازدیاد طول نسبی (EI%) در جدول (۳) ارائه شده‌است. همانگونه که ملاحظه می‌شود، میزان افزایش  $\sigma_{UTS}$  و  $\sigma_Y$  برای نمونه G (ریخته‌شده در فرکانس ۶۰ Hz) نسبت به نمونه A (ریخته‌شده در حالت استاتیک) به ترتیب ۵۰/۳۵٪ و ۴۳٪ بدست آمده و به موازات آن، درصد ازدیاد طول نسبی نمونه A با افزایش فرکانس ارتعاش به ۶۰ Hz، با افزایشی بیش از ۲۹۰٪، به ۴/۷٪ در نمونه G رسیده است.

عدد سختی برینل مربوط به نمونه‌های استخراج شده از بخش میانی قطعات ریخته‌گری‌ها 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 نمونه‌های دیگر، دارای بالاترین میزان عدد سختی می‌باشند.

جدول ۳. مقادیر  $\sigma_{UTS}$  و  $\sigma_Y$  و درصد تغییرات طول نسبی مربوط به قسمت‌های میانی از قطعات ریختگی در فرکانس ۶۰ Hz.

کد نمونه	فرکانس (Hz)	مقادیر استحکام نهایی، تسلیم (MPa) و تغییر طول (%)			انحراف از معیار* STDEV			درصد تغییر نسبت به حالت مرجع (A)		
		$\sigma_{UTS}$	$\sigma_Y$	EI%	$\sigma_{UTS}(MPa)$	$\sigma_Y(MPa)$	EI%	$\Delta \sigma_{UTS}$	$\Delta \sigma_Y$	$\Delta EI\%$
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

جدول ۴. کمیت‌های فیزیکی و مکانیکی اندازه‌گیری شده

کد نمونه	BHN	STDEV (BHN)	% $\Delta$ BHN	SDAS ( $\mu$ m)	STDEV ( $\mu$ m)	% $\Delta$ SDAS	$\rho(g/cm^3)$	% $\Delta$ $\rho$
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

کششی، استحکام تسلیم و درصد تغییرات طول افزایش می‌یابد. خواص کششی یک آلیاژ به طور مستقیم به ریزساختار آن بستگی دارد. ریزساختار آلیاژهای ریختگی هیپوپوتکتیک، شامل زمینه  $\alpha$ -Al، ذرات سیلیسیم پوتکتیک، 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].

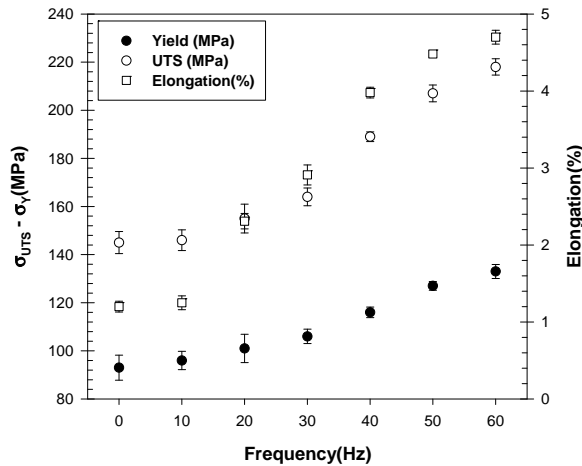
بخاطر وجود سلولهای پوتکتیک سوزنی در مرز دندریتهای  $\alpha$ -Al بعد از انجماد، ترجیح داده شد تا از پارامتر SDAS به عنوان شاخصی جهت نمایش پدیده ریزدانه‌گی (و نیز ریزتر شدن فواصل بین دندریته‌ها) استفاده شود. با کاهش میزان SDAS (شکل (۵))، اندازه و یا مقدار اجزاء ریزساختاری که رسوب می‌کنند نیز به نوبه خود کاهش یافته و بدین ترتیب پراکندگی ظرفیت و بهتری حاصل می‌شود (شکل (۷)). برای مثال، اندازه و شکل سیلیسیم پوتکتیک کوچکتر شده و کمتر سوزنی می‌شود، بدین ترتیب ساختار پوتکتیک ظرفیت‌تری شکل می‌گیرد. در خصوص عوامل ایجاد و تشدید پدیده‌های ریزدانه‌گی و یکنواختی ساختاری، مکانیزم‌های ذیل مطرح می‌باشند.

چگالی مربوط به Y-Sample های A-G در جدول (۴) آورده شده است. با انجام مقایسه ساده می‌توان دریافت که چگالی نمونه G نسبت به چگالی نمونه A، به اندازه ۷/۱۰٪ افزایش می‌یابد و در بین نمونه های دیگر، حایز بالاترین میزان دانسیته است. یکی از عوامل میکروساختاری که می‌توانست در تعیین فرکانس بهینه موثر باشد و نیز در بسیاری از موارد، رابطه پارامترهای مکانیکی، با آن به عنوان شاخصی برای پدیده ریزدانه‌گی مطرح می‌شود، پارامتر فاصله بازوهای ثانویه دندریته (SDAS) می‌باشد؛ در جدول (۴)، SDAS نمونه های A-G آورده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود میزان SDAS در نمونه A از  $68/3 \mu m$  با  $54/76\%$  کاهش در اثر افزایش فرکانس ارتعاش به ۶۰ Hz، به میزان  $30/9 \mu m$  در نمونه G رسیده است.

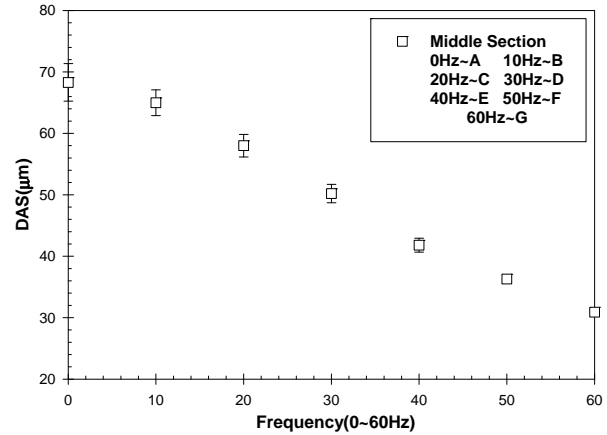
#### ۴. بحث

##### 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



شکل ۶. نمودار تغییرات  $\sigma_Y$ ،  $\sigma_{UTS}$  و % El. مربوط به قسمت‌های میانی Y-Sample ها بر حسب فرکانس ارتعاش



شکل ۵. نمودار تغییرات SDAS مربوط به قسمت میانی Y-Sample ها بر حسب فرکانس ارتعاش

موثر (با افزایش چگالی) می‌گردد.

#### ۴-۱-۲. تنش خمشی

در اثر برخورد مذاب به دندریته‌ها، شکست آنها اتفاق افتاده و کریستال‌های تولید شده در اثر شکست دندریته‌ها، خود به عنوان جوانه‌زا عمل کرده که به سمت مرکز قطعه رانده می‌شوند، همزمان با این فرآیند، دندریته‌های جدا شده، در جهت تخریب بازوهای دندریته‌های همسایه وارد عمل می‌شوند، دندریته‌های 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 دندریته‌ها

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

این دندریته‌های منفصل به همدیگر و نیز به آنهایی که هنوز به دیواره چسبیده‌اند، برخورد کرده و سبب گسترش دامنه تخریب دندریته می‌شود. در نتیجه فرآیند ریزدانه شدن اتفاق می‌افتد. بنابراین مکانیزم بارش می‌تواند مسئول ریزدانه‌گی 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 ۵۰ Hz سبب ایجاد ساختار ریزدانه از طریق مکانیزم بارش دندریته‌ها می‌گردد.

#### ۴-۱-۱. جریان در اطراف بازوهای دندریته

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]:

$$Re = \frac{2\pi d p f a}{\eta} \quad (۴)$$

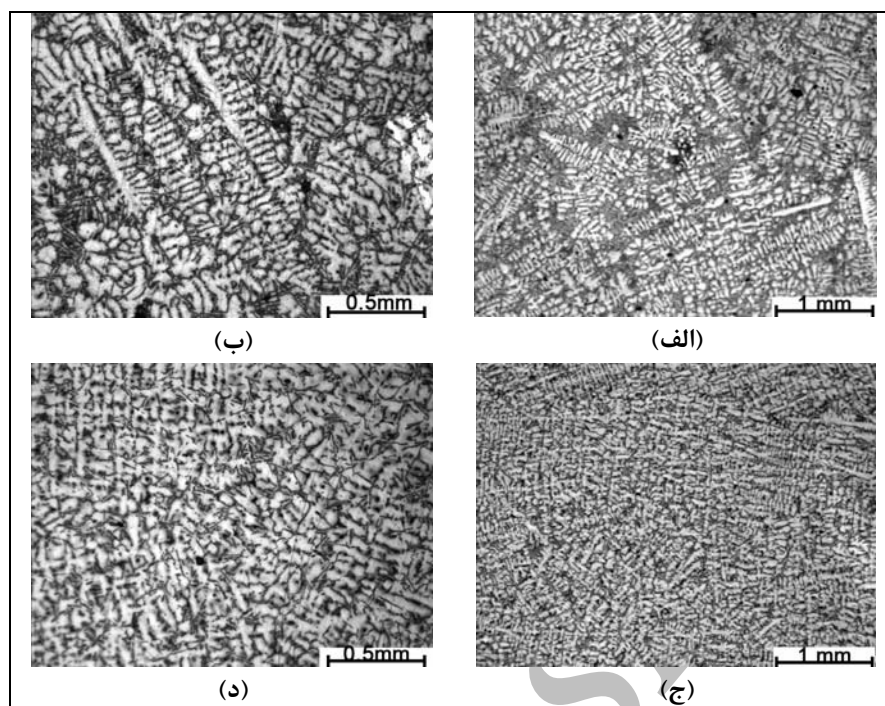
که بستگی خواهد داشت به:

d: قطر بازوهای دندریته، p: دانسیته مذاب،  $\eta$ : 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  $10^3$  به صورت آشفته و بین این دو مقدار دارای حالت مخلوط می‌باشد. محدوده عدد رینولدز بدست آمده در این پژوهش، با استفاده از پارامترهایی نظیر  $d=3 \times 10^{-4}$  m،  $\rho=2/5 \times 10^3$  kgm $^{-3}$ ،  $\eta=1/3 \times 10^{-3}$  NSm $^{-2}$  و  $a=0/2$  mm در فرکانس‌های بین ۱۰ تا ۶۰ Hz، 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 ۶۰ Hz، حالت جریان از وضعیت آرام (در فرکانس ۱۰ Hz و حالت استاتیک)، به حالت مخلوط تغییر یافته و چنین تغییر حالتی بر مکانیزم‌های ریزدانه‌گی نظیر تنش خمشی (بخش ۲-۱-۴)، بارش دندریته‌ها (بخش ۳-۱-۴) و میزان کاهش در زمان انجماد (بخش ۴-۱-۴)، تاثیر مثبت می‌گذارد، بگونه‌ای که علاوه بر ایجاد پدیده ریزدانه‌گی (با کاهش فاصله بازوهای ثانویه دندریته به مقدار ۵۴/۷۶٪)، سبب شدت یافتن پدیده تغذیه جرمی

<sup>1</sup> اندازه کمیت‌های قطر بازوهای دندریته، دانسیته و ویسکوزیته، برگرفته از مرجع [۱۲] می‌باشد.



شکل ۷. ساختار میکروسکوپی نمونه‌های (الف) و (ب) A، (ج) و (د) G. مشاهده می‌شود که با افزایش فرکانس و نزدیک شدن به حد تثوریک 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.

مختلفی نظیر آشفستگی 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 ریزدانه‌گی می‌شوند.

#### ۴-۱-۵. فرآیند حفره‌زایی

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

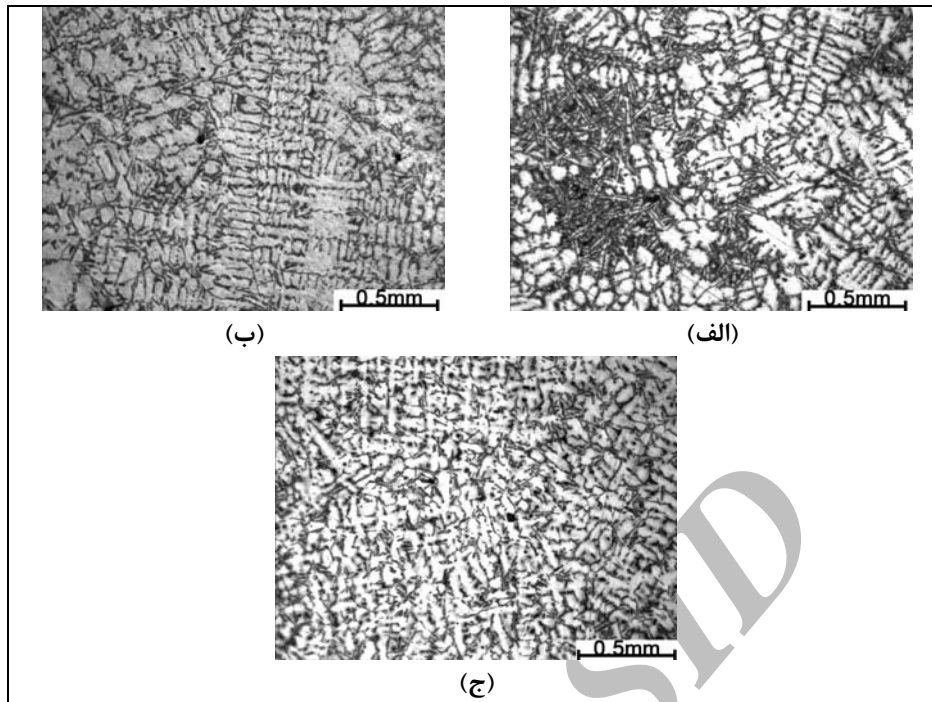
در حقیقت Southin [۲۰] نظریات ارائه شده از سوی محققان دیگر را [۱۲] مبنی بر جوانه زایی و رشد دانه‌ها، در خلاف جهت سطح سرد باز را مورد تایید قرار داد. این دانه‌ها سبب ایجاد بارشی از ذرات جامد به طرف مذاب شده که کمک زیادی به تشکیل منطقه هم محور مرکزی در شمش می‌کنند.

همانگونه که در شکل (الف) و (ب) مشاهده می‌شود، ریزساختار نمونه سرد شده در حالت استاتیک بصورت دندریتی بوده و شاهد تجمع فاز یوتکتیک در مناطق بین دندریتی می‌باشیم؛ ولی با افزایش فرکانس ارتعاش به ۶۰ Hz، ساختار دندریتی 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 (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



شکل ۸. 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 سیلیسیوم نسبت به آلومینیوم، افزایش عدد سختی، امری قطعی است.

کوچکتر می‌شود. بدین ترتیب ساختار یوتکتیک ظریف‌تری شکل می‌گیرد که این عمل "بهسازی در اثر سریع سرد کردن"<sup>۱</sup> نام دارد.

#### ۲-۴. تغییرات چگالی

با افزایش فرکانس ارتعاش و نزدیک شدن به حالت حد آستانهٔ تثویریک (قسمت بالایی منطقه هاشور خورده در شکل ۳)، میزان حفرات کمتر شده و چگالی افزایش می‌یابد (شکل ۹). 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

[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 [۲۳-۲۵]. در حقیقت با افزایش فرکانس ارتعاش، بر شدت مکانیزمهای مسئول در بهبود خواص مکانیکی افزوده می‌شود که افزایش  $\Delta BHN$  % و کاهش  $\Delta SDAS$  % در جدول (۴)، مبین این مطلب است.

همچنین، با کاهش میزان SDAS، اندازه و یا مقدار اجزاء ریزساختاری که رسوب می‌کنند 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 سیلیسیوم یوتکتیک

<sup>1</sup> Quench Modification



مخلوط سازی دوغابی تکه دندریت های شکسته شده، 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 می کند.

جدول ۵. میزان سختی عناصر آلومینیوم و سیلیسیم خالص [۱۶]

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

### ۵. نتیجه گیری

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

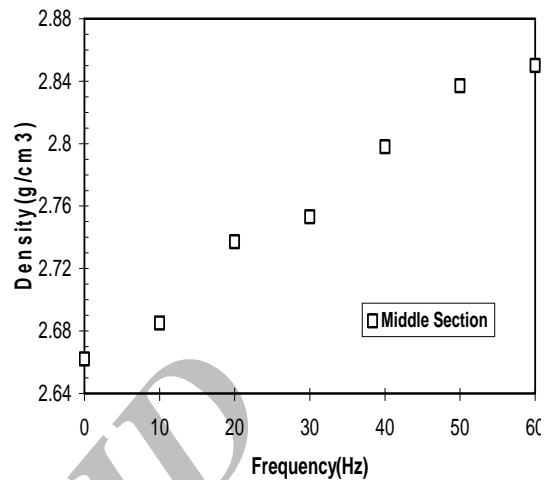
۲- عدد سختی نمونه ها با افزایش فرکانس ارتعاش، افزایش می یابد، بگونه ای که، عدد سختی برینل نمونه G (ریخته شده در فرکانس ۶۰ Hz بدون مواد افزودنی)، نسبت به سختی نمونه A (ریخته شده در حالت استاتیک بدون مواد افزودنی)، ۳۰/۶۹٪ افزایش نشان می دهد و می توان گفت که این نمونه (نمونه G) در بین نمونه های دیگر، دارای بالاترین میزان عدد سختی می باشد.

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

۴- با اعمال ارتعاش، اندازه SDAS کاهش می یابد. همانگونه که ملاحظه شد، میزان SDAS در نمونه A (ریخته شده در حالت استاتیک بدون مواد افزودنی) از ۶۸/۳  $\mu\text{m}$  با ۵۴/۷۶٪ کاهش در اثر افزایش فرکانس ارتعاش به ۶۰ Hz، به میزان ۳۰/۹  $\mu\text{m}$  در نمونه G (ریخته شده در فرکانس ۶۰ Hz بدون مواد افزودنی) رسیده است.

۵- با توجه به نتایج اتخاذ شده از بررسی خواص مکانیکی، فیزیکی و ریزساختاری قسمت های میانی Y-Sample های ریخته شده، می توان فرکانس ۶۰ Hz را به عنوان فرکانس بهینه ارتعاش (در شرایط تحقیق حاضر) بیان نمود. شرایط ارتعاش بهینه (فرکانس ۶۰ Hz و

طریق افزایش تغذیه جرمی موثر<sup>۱</sup>، خصوصاً در آلیاژها با دامنه انجماد وسیع، بوجود می آید.



شکل ۹. 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 آستانه تئوریک در نقشه فرکانسی شکل (۳) (قسمت بالایی پیکان نشان داده شده در شکل ۳)، میزان حفرات کمتر شده و سختی افزایش می یابد.

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 می گردد. در آن دسته 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 مشخص تر می شود. در شکل (۸) ملاحظه می شود که ریزساختار نمونه A بواسطه تجمع فاز یوتکتیک در مناطق خاص، غیرهمگن می باشد، ولی با اعمال انرژی ارتعاشی و افزایش فرکانس آن، توزیع و پراکندگی فاز یوتکتیک بسیار همگن می شود. با ایجاد ریزساختاری همگن، افزایش عدد سختی میانگین، مورد انتظار می باشد.

بدین ترتیب، با کاهش میزان جدایش ریز در قطعات ریخته گری علاوه بر افزایش میزان سختی، سبب کاهش زمان عملیات حرارتی هموزن سازی می گردد. در حقیقت اعمال ارتعاش از طریق فرآیند

<sup>1</sup> Mass Feeding

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, 3<sup>rd</sup> 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.

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*, 2<sup>nd</sup> ed. (Edward Arnold, London, 1989).
- [3] Campbell, J., "The New Metallurgy of Cast Metals", *Proceeding From the 2<sup>nd</sup> 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] Makhlof, 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*