



## پژوهش‌نامه ریخته‌گری

### مقاله پژوهشی:

### تأثیر زمان برش مذاب توسط همزن مارپیچ عمودی بر رفتار پارگی گرم آلیاژ A206

محمد ملکوتی‌خواه<sup>۱</sup>، مصطفی علیزاده<sup>۲\*</sup>، محمدرضا نصرافهانی<sup>۳</sup>، محمد راعی‌دهقی<sup>۴</sup>

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه میبد.

۲- دانشیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه میبد.

۳- استادیار، پژوهشگاه مواد و انرژی، اصفهان.

۴- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه میبد.

\* نویسنده مکاتبه کننده: Email: alizadeh@meybod.ac.ir

#### چکیده:

در ریخته‌گری، یکی از راه‌های کاهش پارگی داغ، اصلاح ریزساختار است. در این مطالعه، ریزساختار آلیاژ A206 با استفاده از فرآیند برش مذاب در زمان‌های مختلف اصلاح شد و اثر زمان برش مذاب بر رفتار پارگی داغ مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. یک محفظه فولادی با دو بافل و یک همزن مارپیچی برای اعمال تنش برشی به مذاب استفاده شد. سپس مذاب برش خورده در قالب گرافیتی به شکل یک میله محدود ریخته شد و از میکروسکوپ‌های نوری و SEM برای بررسی اندازه دانه استفاده شد. برای ارزیابی حساسیت به پارگی گرم، از کمیت چگالی طول ترک به‌عنوان معیار استفاده شد. نتایج نشان داد که فرآیند برش مذاب اندازه حفره‌های انقباضی را کاهش می‌دهد، شروع پارگی داغ را دشوارتر می‌کند و مقاومت آلیاژ را در برابر پارگی داغ افزایش می‌دهد. همچنین به دلیل کاهش اندازه حفره‌های انقباضی، استحکام نهایی تا ۵۷ درصد افزایش می‌یابد. با افزایش زمان برش مذاب تا ۳ دقیقه، ریزساختار ریختگی کمتر یکنواخت شد. با این حال، پس از ۳ دقیقه، ریزساختار به طور قابل توجهی یکنواخت‌تر شد. علاوه بر این، اندازه دانه تا ۳۷ درصد کاهش یافت و سرعت این کاهش پس از ۳ دقیقه تسریع شد و منجر به افزایش مقاومت در برابر پارگی گرم شد. کاهش اندازه دانه به دلیل برش مذاب باعث افزایش تعداد مرز دانه‌ها و کاهش ضخامت لایه رسوبات مرز دانه‌ای شد و در نتیجه رفتار نرم‌تری در سطح شکست مشاهده شد.

دریافت: ۱۴۰۱/۱۲/۱۴

پذیرش: ۱۴۰۲/۰۱/۲۶

#### واژه‌های کلیدی:

آلیاژ آلومینیم-مس،  
پارگی گرم،  
برش مذاب،  
ریزساختار،  
ترکیبات بین‌فلزی

#### ارجاع به این مقاله:

محمد ملکوتی‌خواه، تأثیر زمان برش مذاب توسط همزن مارپیچ عمودی بر رفتار پارگی گرم آلیاژ A206، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار و تابستان ۱۴۰۱، جلد ۶، شماره ۱، صفحات ۲۳-۳۴.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2023.388455.1174

#### ۱- مقدمه

انجام شده است و جنبه‌های مختلف این موضوع مورد بررسی قرار گرفته است. در این ارتباط، پالیشر و همکاران [۲] اثر دمای ریخته‌گری را بر رفتار پارگی گرم Al-Cu (آلیاژ A206) بررسی کردند و اعلام کردند که دمای ریخته‌گری یک پارامتر کلیدی برای پیش‌بینی حساسیت به پارگی گرم است. همچنین فن و همکاران [۳] با تغییر مورفولوژی دانه‌ها در انجماد آلیاژ AA2024 موفق شدند که تا حد قابل توجهی از بروز پارگی گرم در فرایند ذوب لیزری جلوگیری کنند. آنها گزارش کردند که با اضافه کردن مقدری TiC به‌عنوان جوانه‌زا می‌توان دانه‌های ستونی را به

پارگی گرم عیبی است که در آخرین مراحل انجماد ایجاد می‌شود و همواره کیفیت محصولات ریختگی را تهدید می‌کند و بنابراین مدت‌ها است که مورد توجه محققین است. در این میان برخی از آلیاژها بیشتر و بعضی از آلیاژها کمتر به این عیب حساس می‌باشند. آلیاژهای Al-Cu یکی از آلیاژهایی هست که به تشکیل این عیب بسیار حساس بوده و بسته به میزان مس مقاومت این آلیاژ در مقابل پارگی گرم متفاوت است [۱]. تاکنون اقدامات متعددی در بررسی پدیده پارگی گرم آلیاژهای Al-Cu

با بررسی موارد فوق می‌توان نتیجه گرفت که برای افزایش مقاومت به پارگی گرم در آلیاژهای Al-Cu شاید یکی از بهترین راه‌ها، اصلاح ساختار دانه‌بندی باشد. علاوه بر استفاده از جوانه‌زا، تاکنون روش‌های مختلف دیگری نیز برای کاهش اندازه دانه و اصلاح ساختار ترکیبات بین فلزی این آلیاژهای به کار گرفته شده است. برای مثال، لو و همکاران [۸ و ۹] گزارش کردند که می‌توان با اعمال میدان مغناطیسی اندازه دانه‌های آلیاژهای Al-Cu را به خوبی کاهش داد. اثر میدان مغناطیسی بر کاهش اندازه دانه توسط دو و همکاران [۱۰] نیز بررسی شده و نتایج مشابهی به دست آمده است. لیو و همکاران [۱۱] گزارش کردند که با اعمال امواج فراصوتی می‌توان تا حد قابل ملاحظه‌ای اندازه فازهای یوتکتیک و پریکتیک را در آلیاژهای Al-Cu کاهش داد. لی و همکاران [۱۲] نشان دادند که غلظت مس نیز می‌تواند روی ابعاد مشخصه ریز ساختار مؤثر باشد. آنها با مدل‌سازی ریاضی بیان نمودند که افزایش غلظت مس در آلیاژ Al-Cu تأثیر متفاوتی روی فاصله بازوهای اولیه و فاصله بازوهای ثانویه دارد؛ به طوری که با افزایش غلظت مس فاصله بازوهای اولیه نیز زیاد می‌شود ولی فاصله بازوهای ثانویه کاهش می‌یابد.

علاوه بر روش‌های فوق، در مهر و موم‌های اخیر روش برش مذاب نیز به‌عنوان روشی مؤثر برای کاهش اندازه دانه و اصلاح فازها به کار گرفته شده است. همچنین برش مذاب می‌تواند اندازه تخلخل‌های انقباضی نیز تا حد قابل ملاحظه‌ای کاهش دهد. به منظور ایجاد تنش برشی روش‌های مختلفی توسط محققین استفاده شده است. در تمام این روش‌ها گزارش شده است که با اعمال تنش برشی دانه‌بندی ریزتری ایجاد می‌شود. ژوو و همکاران [۱۳ و ۱۴] و لازارو و همکاران [۱۵] برای اعمال تنش برشی از دو ماریچ مورب در مذاب می‌چرخد استفاده نمودند و گزارش کردند که با افزایش زمان اعمال برش روی مذاب آلیاژ LM24 علاوه بر کاهش اندازه دانه‌ها عملیات گاز زدایی نیز انجام می‌شود. همان‌طور که مانیو و همکاران بیان نموده‌اند [۱۶] فرایند برش مذاب همچنین می‌تواند تأثیر بسزایی در اصلاح فازهای ثانویه داشته باشد. کلاهدوز و همکاران [۱۷] برای اعمال تنش برشی از سطح شیب‌دار استفاده نمودند و گزارش کردند که عبور مذاب از سطح شیب‌دار سبب تشکیل فاز نیمه جامد و اعمال تنش بررسی می‌شود و در نتیجه مورفولوژی دانه‌ها به حالت کروی نزدیک شده و اندازه آن‌ها نیز کاهش می‌یابد. نتایج مشابه توسط نوروزی و همکاران [۱۸] و راکی و همکاران [۱۹] گزارش شده است. دل شکسته و همکاران [۲۰] برای اعمال تنش برشی از میز لرزان استفاده نمودند و نتایج مشابهی را گزارش کردند.

هم‌محور ریز تبدیل نمود، زیرا TiC و فاز Al<sub>3</sub>Ti که در اثر اضافه کردن TiC به صورت درجا تولید می‌شود جوانه‌زنی هتروژن را زیاد کرده و با ایجاد دانه‌های ریز هم‌محور مقاومت به پارگی گرم را زیاد می‌کنند. در باب تأثیر اندازه دانه روی پارگی گرم، سیستانی‌نیا و همکاران [۴] با انجام مدل‌سازی متوجه شدند که هر چه اندازه دانه بزرگ‌تر شود حساسیت به پارگی گرم در آلیاژهای Al-Cu نیز زیاد می‌شود. در واقع اندازه دانه تأثیر زیادی بر فشار مورد نیاز برای غلبه نیروهای موینگی در فصل مشترک حفره-مذاب دارد. البته در مورد سایر آلیاژهای آلومینیم نیز نتایج مشابهی در باب تأثیر اندازه دانه بر حساسیت به پارگی گرم گزارش شده است. برای مثال، لین و همکاران [۵]، سه آلیاژ کارپذیر متفاوت را در نظر گرفتند و حساسیت به پارگی گرم را قبل و بعد از ریزدانه کردن مورد بررسی قرار دادند. آنها ضمن اینکه بیان نمودند اندازه دانه تأثیر بسزایی بر حساسیت به پارگی گرم دارد متوجه شدند که بسته به نوع عناصر آلیاژی، پاسخ آلیاژها به ریزدانه‌نگی متفاوت است. بر اساس مراجع علمی، مقدار فازهای یوتکتیک نیز می‌تواند روی حساسیت به پارگی گرم مؤثر باشد. مثلاً در این مورد لی و همکاران [۶] تأثیر عنصر Y بر رفتار پارگی گرم آلیاژ Al-۰.۵Cu را مورد بررسی قرار دادند و بیان نمودند که عنصر Y دمای انتهای انجماد را افزایش می‌دهد و از این طریق ضمن کاهش وسعت محدوده خمیری سبب کاهش فازهای یوتکتیک بین‌دانه‌ای می‌شود و از این طریق حساسیت به پارگی گرم را کاهش می‌دهد. اخیراً هان و همکاران [۷] در سیستم آلیاژی Al-Cu-Mg نقش مقدار فازهای یوتکتیک و نوع آنها در حساسیت به پارگی گرم را مورد بررسی قرار دادند. آنها بیان کردند که با کنترل غلظت عناصر آلیاژی اصلی مقدار فازهای یوتکتیک در انتهای انجماد نیز تغییر می‌کند و در نتیجه حساسیت به پارگی گرم نیز تغییر می‌کند. بر اساس نتایج به‌دست‌آمده از کار ایشان، دو نوع واکنش یوتکتیک می‌تواند در انتهای انجماد رخ دهد. ابتدا واکنش تک‌محصول اتفاق می‌افتد که محصول آن فاز Al<sub>2</sub>Cu است و در صورتی که مذابی باقی بماند واکنش چند محصول ایجاد می‌شود که محصول آن Al<sub>2</sub>Cu و Al<sub>2</sub>CuMg است که دارای نقطه ذوب کمتری است و اینکه هر دو واکنش رخ دهد یا خیر به میزان عناصر آلیاژی بستگی دارد به‌گونه‌ای که با افزایش منیزیم تمایل به واکنش چند محصولی افزایش می‌یابد. آنها گزارش کردند که یوتکتیک تک‌محصول تأثیر منفی روی مقاومت به پارگی گرم دارد. درحالی‌که یوتکتیک چند محصول با دمای ذوب پایین به دلیل خاصیت تغذیه‌کنندگی بهتر تأثیر مثبتی روی افزایش مقاومت به پارگی گرم دارد.

هم زن استفاده شد. جهت همزدن شدیدتر از دو عدد بافل با عرض ۲ میلی‌متر به فاصله‌ی تقریبی ۸ میلی‌متر از دیواره در محفظه استفاده شد. شکل (۱-الف) نقشه محفظه و هم زن را نشان می‌دهد. عملیات برش مذاب در یک کوره مقاومتی در دمای ۶۸۰ درجه سانتی‌گراد در دور ۵۰۰ دور بر دقیقه تحت زمان‌های مختلف (۰، ۱، ۳، ۴ و ۵ دقیقه) انجام شد و سپس مذاب در همین دمای ۶۸۰ درجه‌ی سانتی‌گراد ریخته‌گری شد. لازم به ذکر است که انتخاب زمان نهایی هم‌زدن (۵ دقیقه) عمر پوشش ابزار بود. لازم به ذکر است که همزن نیز قبل از ورود به محفظه در دمای ۶۸۰ درجه پیش گرم شد تا از افت دمای مذاب جلوگیری شود. شکل (۱-ب) تصویر سیستم آماده شده برای اعمال تنش برشی را نشان می‌دهد.

به منظور بررسی تمایل به تشکیل ترک گرم از یک قالب گرافیتی به شکل میله دو سر محدود استفاده شد که در شکل (۲) نشان داده شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود این قالب به صورت افقی بوده و جهت جاذبه (راهگاه بارریز) عمود بر بدنه میله است. نمونه‌ها به صورت A206-x نام‌گذاری شد که x زمان برش مذاب است. برای مطالعه ترک‌ها، نمونه‌ها به صورت طولی مقطع خورده و به صورت سرد مانده و توسط محلول کلر اچ شد و سپس با میکروسکوپ نوری و الکترونی مجهز به EDS مورد ارزیابی قرار گرفتند. به منظور بررسی خواص مکانیکی از آزمون‌های ویکرز و کشش تک‌محوری استفاده شد.

### ۳- نتایج و بحث

در ابتدا لازم است تأکید شود که پارامترهای اجرایی و متالورژیکی متعددی روی تمایل به تشکیل ترک گرم در یک قطعه‌ی ریخته‌گری مؤثر هستند ولی در مقاله‌ی حاضر نقش پارامتر اجرایی زمان برش مذاب توسط ماریپیچ عمودی بر تشکیل ترک گرم بررسی می‌شود. برای این منظور، شرایط جنس و دمای قالب (یا سرعت سرمایش)، دمای ریخته‌گری، دبی ریخته‌گری، شرایط گاز زدایی و جوانه‌زنی برای تمامی نمونه‌ها یکسان در نظر گرفته شد.

در تحقیق حاضر از اعمال تنش برشی توسط یک هم زن ماریپیچی به صورت عمودی استفاده می‌شود که در نوع خود سامانه جدیدی برای هم زدن شدید مذاب است. در حقیقت، هدف از تحقیق حاضر بررسی حساسیت به پارگی گرم آلیاژ Al-Cu (A206) پس از اعمال تنش برشی است. مسئله اصلی این است که آیا اعمال تنش برشی با ماریپیچ عمودی به اندازه‌ای روی کاهش اندازه دانه تأثیر دارد که مقاومت به پارگی گرم را زیاد کند یا خیر؟ و اینکه تا چه اندازه روی مقاومت به پارگی گرم مؤثر است؟ با بررسی مراجع علمی تاکنون در مورد این مسئله اطلاعات زیادی منتشر نشده است، بنابراین سعی می‌شود در تحقیق حاضر این مسئله مورد ارزیابی قرار گیرد.

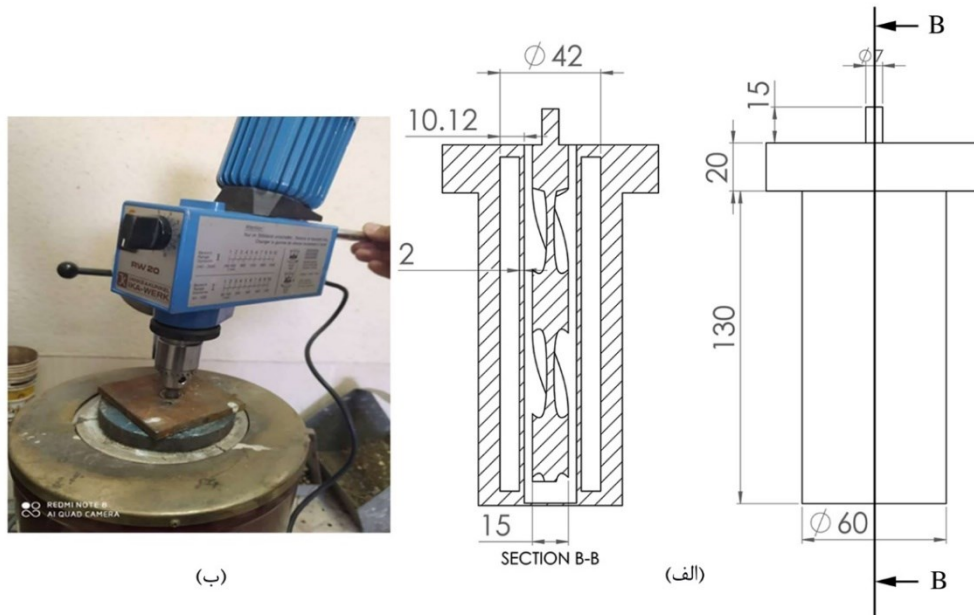
### ۲- مواد و روش تحقیق

برای ساخت آلیاژ A206 از آلومینیم خالص تجاری (P 1015)، مس خالص (با خلوص بیش‌تر از ۹۹/۹)، منگنز خالص با خلوص (بیش‌تر از ۹۹/۷) و منیزیم خالص (با خلوص ۹۹/۹) استفاده شد. تمام مراحل آلیاژسازی با یک کوره الکتریکی مقاومتی در بوت‌ه گرافیتی انجام شد. آلومینیم به همراه ۲ درصد پوشان محافظ به داخل بوت‌ه ریخته شد و در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد ذوب شد. سپس مس و منگنز که از قبل پیش گرم شده بود به مذاب اضافه شده و با میله گرافیتی به هم زده شد. سپس مذاب به مدت ۳۰ دقیقه تحت پوشان محافظ نگهداری شد تا انحلال عناصر مس و منگنز کامل شود. پس از آن، منیزیم در دمای ۷۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد به مذاب اضافه شد و به مدت ۳۰ ثانیه به هم زده شد تا یکنواخت شود. ترکیب شیمیایی آلیاژ تولیدی توسط کوانتومتر (با مدل Spectromax X) اندازه‌گیری شد که در جدول (۱) ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ترکیب شیمیایی نزدیک به ترکیب استاندارد [۲۱] آلیاژ A206 است.

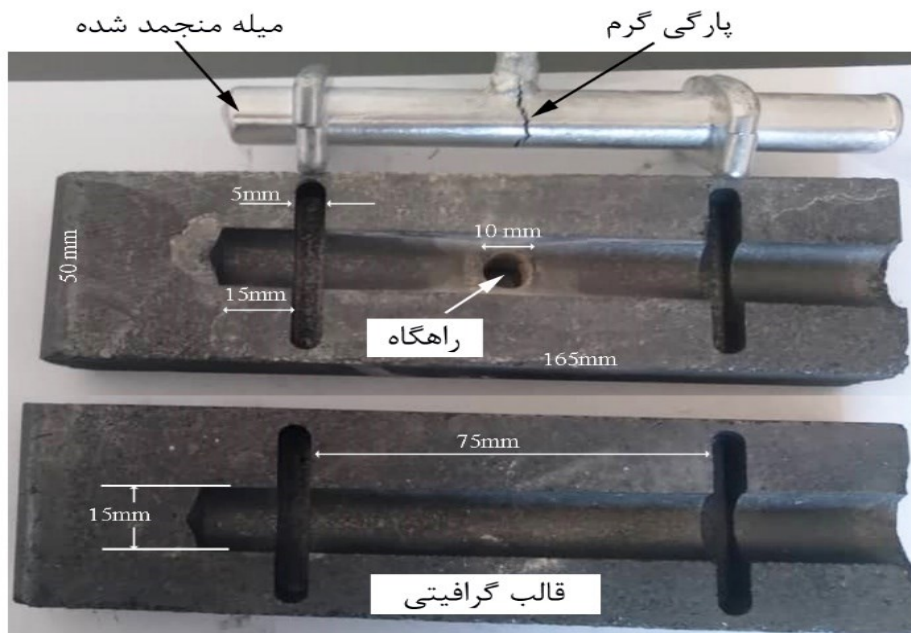
به منظور اعمال تنش برشی به مذاب از یک محفظه فولادی با پوشش زیرکونیایی با قطر داخلی ۴۲ میلی‌متر به‌عنوان ظرف مذاب و یک همزن ماریپیچی عمودی با قطر ۱۵ میلی‌متر به‌عنوان

جدول ۲- ترکیب شیمیایی نهایی آلیاژ A206 ساخته شده در مقایسه با آلیاژ A206 استاندارد.

Element	Al	Si	Fe	Mg	Mn	Cu
Standard wt. %	Rem	۵/۰۵	۰/۱	۰/۱۵ - ۰/۳۵	۰/۲ - ۰/۵	۴/۲ - ۵/۰
Measured wt. %	Rem.	۰/۰۹	۰/۱	۰/۳۸	۰/۳۴	۴/۲



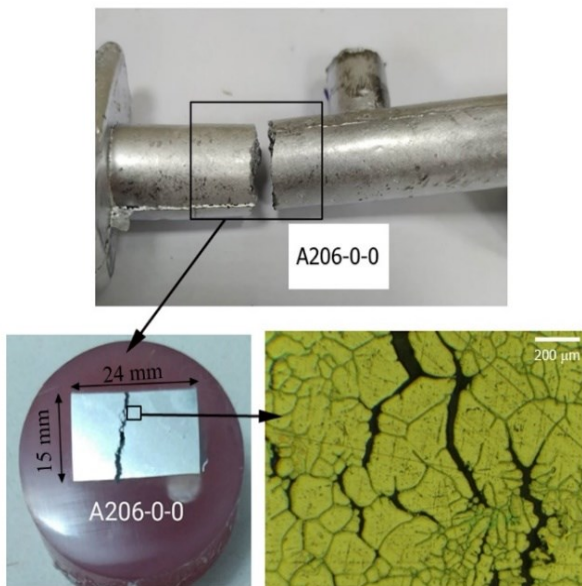
شکل ۱ - الف) نقشه مقطع عمودی محفظه و همزن اعمال تنش برشی. ب) مجموعه همزن و کوره.



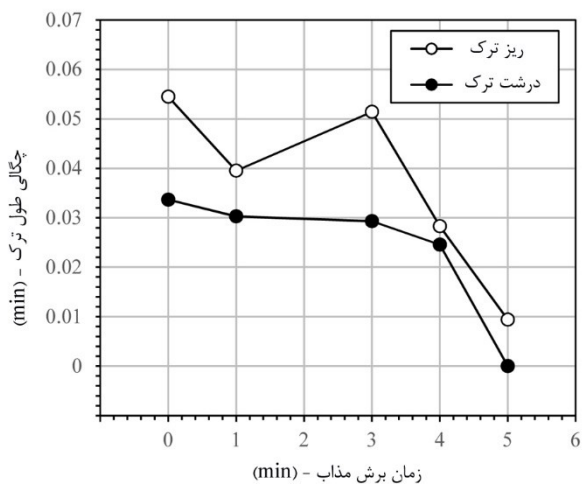
شکل ۲ - قالب میله دو سر محدود برای بررسی پارگی گرم و قطعه منجمد شده در این قالب.

مساحت، اطمینان حاصل شد که نمونه‌ی مورد بررسی حاوی همه ترک‌های تشکیل شده است. نحوه‌ی تهیه نمونه‌ای که این مساحت را دارد در شکل (۳) نشان داده شده است. برای مثال، شکل (۳) نمونه‌ی A206-0 را پس از انجماد نشان می‌دهد؛ این شکل نشان می‌دهد که چگونه در اطراف پارگی گرم نمونه‌ای با مساحت  $360 \text{ mm}^2$  تهیه شده است و ترک‌های اطراف این پارگی گرم نیز مورد بررسی قرار گرفته است. در این شکل، محل نمونه‌گیری نیز قابل مشاهده است. ترک‌های درشت و ریز پس از

به منظور بررسی تمایل به تشکیل ترک گرم در نمونه‌های ریخته‌گری شده تحت زمان‌های مختلف برش مذاب، نمونه‌ها به صورت طولی بریده شده و مقطع آن‌ها مورد بررسی‌های آماری قرار گرفت. نتایج ارزیابی اولیه نشان داد که پارگی گرم در دو نوع درشت ترک و ریز ترک تشکیل شده است و برای هر دو نوع ترک از پارامتر چگالی طول ترک (مجموع طول ترک‌ها بر واحد سطح) استفاده شد. برای اندازه‌گیری این کمیت، حداقل مساحت  $360 \text{ mm}^2$  در مقطع برش خورده انتخاب شد. با انتخاب این



شکل ۳- نحوه تهیه نمونه‌ی بررسی پارگی گرم و ریزساختار حاوی ترک‌های درشت و ریز (مربوط به نمونه‌ی A206-0).



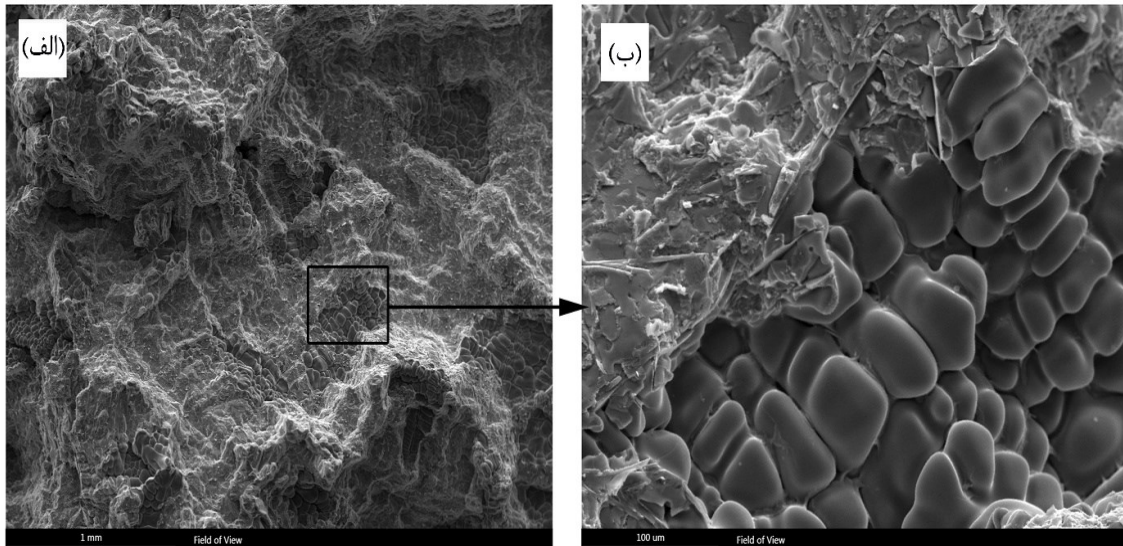
شکل ۴- تأثیر زمان برش مذاب بر چگالی طول ترک‌های ناشی از پارگی گرم.

که هیچ‌گونه عملیات اصلاحی انجام نشده است تعداد قابل توجهی حفره‌ی انقباضی تشکیل شده است که به دلیل ضعف این منطقه، شکست در این ناحیه تشکیل شده است. با توجه به وسعت محدوده خمیری در این آلیاژ وجود این حفره‌های انقباضی امری عادی است و لذا منطقی می‌تواند محلی برای شروع پارگی گرم باشد. زیرا بر اساس منابع علمی پارگی گرم در مراحل آخر انجماد ایجاد می‌شود [۲۲-۲۳] و حضور حفره‌های انقباضی نیز در آخرین مراحل انجماد تشکیل می‌شوند. همچنین، در آخرین محل انجماد مناطقی تشکیل می‌شود که مذاب را حبس می‌کند و اجازه تغذیه مذاب توسط سایر مناطق را نمی‌دهد. برای تشکیل این ناحیه لازم است بین بازوهای ثانویه دندریتی پل‌هایی تشکیل شود و مناطق حبس شده در ریشه دندریت‌ها به وجود آید [۲۳]. بر اساس شکل (۶) در ریشه دندریت‌ها پل‌های مذکور تشکیل

اچ کردن مورد شمارش قرار گرفته و طول همه‌ی ترک‌ها اندازه‌گیری شد به گونه‌ای که ترک‌های درشت با چشم غیرمسلح و ترک‌های ریز از روی ریزساختار میکروسکوپ نوری بررسی شد. شکل (۴) تغییرات چگالی طول ترک‌های درشت و ریز را برحسب زمان برش مذاب نشان می‌دهد. همان‌طور که در این شکل مشخص است در نمونه‌هایی که تحت برش مذاب قرار گرفته‌اند چگالی طول ترک نسبت به نمونه‌ای که بدون برش مذاب منجمد شده است کمتر است. در مورد ترک‌های ریز، همان‌طور که ملاحظه می‌شود در زمان ۳ دقیقه مجدداً تمایل به طول ترک‌های ریز افزایش یافته است که دلیل آن واضح نیست. در مجموع می‌توان به این صورت بیان نمود که برش مذاب تحت شرایط ذکر شده در این تحقیق در زمان‌های کمتر از ۳ دقیقه تأثیر چشم‌گیری روی کاهش تمایل به تشکیل پارگی گرم ندارد اما در زمان ۴ و ۵ دقیقه تأثیر زیادی دارد. در این رابطه می‌توان گفت که برش مذاب در ۵ دقیقه توانسته است ترک‌های درشت را به حداقل برساند ولی کماکان مقداری ترک ریز در ریزساختار ملاحظه می‌شود. همچنین نتایج نشان می‌دهد که همواره چگالی طولی ترک‌های درشت کمتر از ترک‌های ریز است، به طوری که در نمونه‌های بدون برش (نمونه‌های برش ۰ دقیقه) چگالی طولی ترک‌های ریز  $0.045 \text{ mm/mm}^2$  بوده است؛ در حالی که برای ترک‌های درشت  $0.0339 \text{ mm/mm}^2$  است.

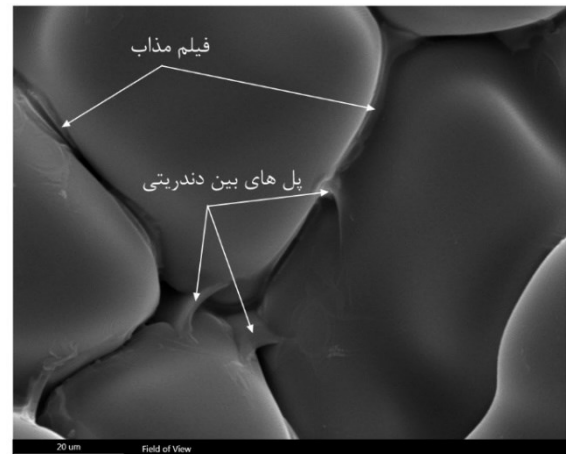
برای بررسی اینکه آیا میزان عیوب انجمادی در اثر افزایش زمان برش مذاب تغییر می‌کند یا خیر؟ از مطالعه سطح شکست آزمون کشش تک‌محوری استفاده شد. زیرا محل شکست در آزمون کشش تک‌محوری یک قطعه ریخته‌گری، جایی است که بیشترین عیب ریخته‌گری وجود داشته باشد و این عیوب در سطح شکست نمونه آزمون کشش قابل مشاهده هستند. لذا اگر زمان برش مذاب روی مقدار و نوع عیوب انجمادی تأثیر گذاشته باشد از روی سطح شکست معلوم می‌شود. بدین منظور نمونه‌های بدون برش مذاب (A206-0)، سه دقیقه برش مذاب (A206-3) و پنج دقیقه برش مذاب (A206-5) را در یک قالب گرافیتی جداگانه (قالب معمولی) ریخته‌گری کرده و پس از انجماد، بر اساس استاندارد ASTM E8/E8M-13 از آن‌ها نمونه‌ی آزمون کشش تک‌محوری تهیه و با نرخ کرنش  $3 \times 10^{-3}$  تا نقطه شکست تحت بار قرار گرفتند. شکل (۵) تصویر سطح شکست نمونه A206-0 (نمونه بدون برش مذاب) را در دو بزرگنمایی نشان می‌دهد. همان‌طور که از شکل (۵-الف) ملاحظه می‌شود، در سطح شکست مناطق متعددی وجود دارد که ساختار دندریتی در آنها مشهود است. ریزساختار دندریتی با جزئیات بیشتر در شکل (۵-ب) دیده می‌شود. این ساختار اثبات می‌کند که در نمونه A206-



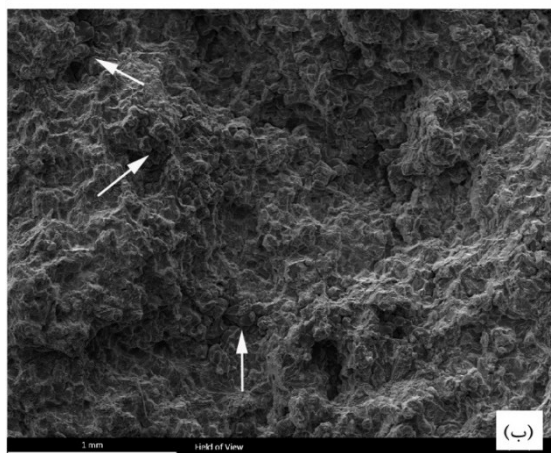
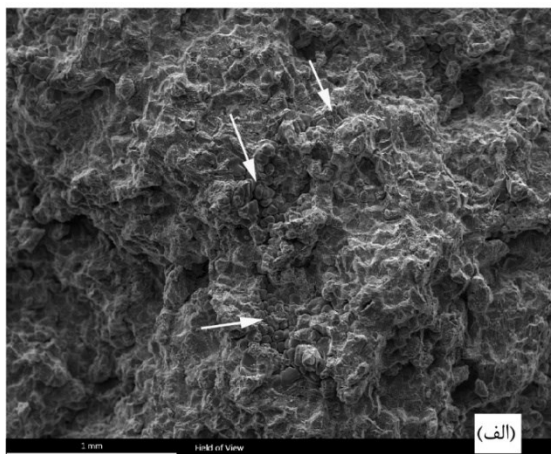


شکل ۵-الف) سطح شکست نمونه A206-0 ناشی از آزمون کشش تک‌محوری. ب) ریزساختار ریختگی حفره موجود در سطح شکست.

دارای سطح شکست نرم‌تری هستند و آثار تغییر شکل پلاستیک با افزایش زمان برش، زیاد می‌شود. همان‌طور که از شکل (۵-ب) ملاحظه می‌شود، در کنار حفره‌های انقباضی (مناطق حاوی بازو-های دندردیتی ثانویه) رسوباتی دیده می‌شود که بر اساس بررسی‌های EDS مناطق جدایش یافته‌اند.



شکل ۶- بازوهای ثانویه دندردیتی و تشکیل مناطق ایزوله و انجماد فیلم مذاب (در نمونه A206-0).



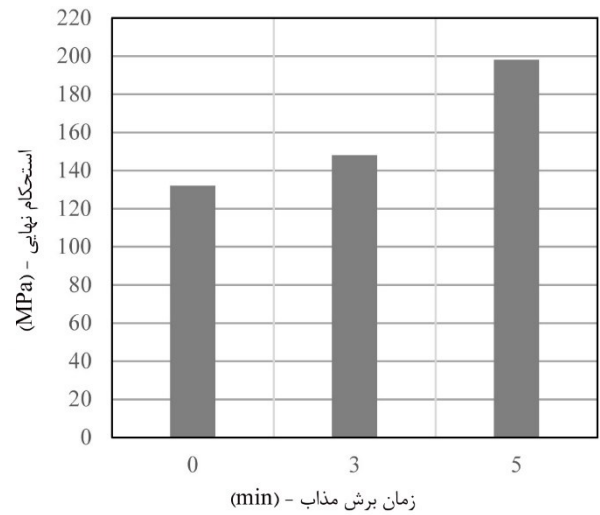
شکل ۷- تصاویر SEM در حال BE نشان‌دهنده مورفولوژی ترک‌های پارگی گرم و مناطق شدید جدایش یافته در مرز دانه‌های نمونه‌ی A206-0

شده است که در بزرگنمایی بالا به‌وضوح دیده می‌شود. نتیجه تشکیل چنین مناطقی انجماد فیلم مذاب است که در شکل (۶) فیلم مذاب کاملاً مشهود است.

شکل (۷) تصویر SEM سطح شکست نمونه‌های A206-3 و A206-5 را نشان می‌دهد. مقایسه این شکل با شکل (۵) نشان می‌دهد که هر دو نمونه نسبت به نمونه بدون برش دارای حفره‌های انقباضی کمتری هستند به‌طوری‌که با افزایش زمان برش مذاب مقدار این حفره‌ها کاهش می‌یابد. این حفره‌ها در شکل (۷) با فلش سفید نشان داده شده‌اند و بازوهای ثانویه دندردیتی به‌خوبی در این مکان‌ها مشخص است. مقایسه استحکام این سه نمونه نیز نشان می‌دهد که با افزایش زمان برش مذاب استحکام افزایش یافته است که به دلیل کاهش حفره‌های انقباضی است. نتایج استحکام در شکل (۸) نشان داده شده است. مورد دیگری که از مقایسه تصویر سطح شکست نمونه‌ها مشخص می‌شود این است که هر دو نمونه برش یافته نسبت به نمونه‌ی بدون برش

Cu می‌باشند. از آنجایی که این تصویر از سطح شکست تهیه شده است، این رسوبات می‌تواند نواحی فیلم مذاب بین دندریت‌ها یا بعضاً پل‌های بین دندریتی در مرز دانه‌ها باشد.

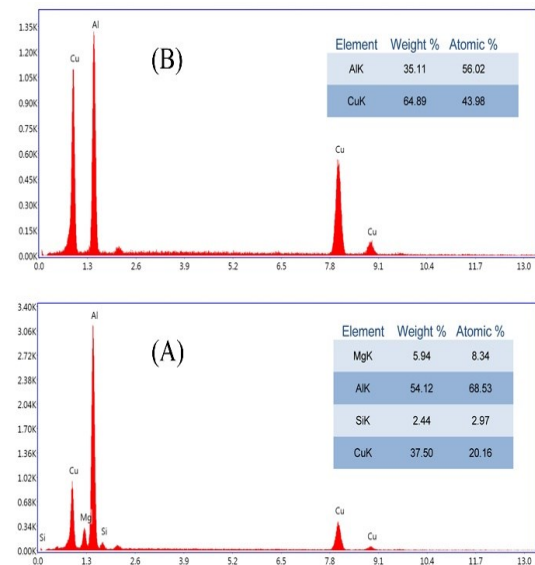
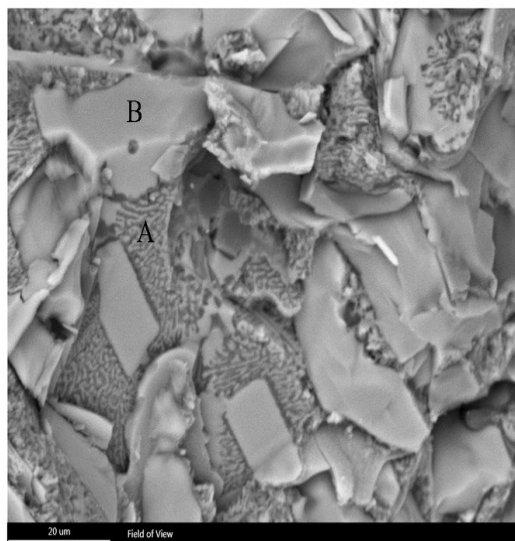
از آنجایی که بر اساس ماهیت انجماد جدایش در مرزها اتفاق می‌افتد، لذا سطح شکست مشاهده شده در شکل (۵) مربوط به ساختار مرزدانه است. برای بررسی بهتر این موضوع از تصویر SEM در حالت BE (back scattered mode) استفاده شد که در شکل (۱۰) در دو بزرگنمایی دیده می‌شود. طبق این شکل، در اطراف پارگی گرم درشت (با پهنای تقریبی ۰/۵ میلی‌متر) مقدار قابل توجهی پارگی گرم ریز وجود دارد که در مرزدانه‌ها رشد نموده‌اند. در این شکل دیده می‌شود که در مرزدانه‌ها مقادیر قابل توجهی رسوب تشکیل شده است که ناشی از جدایش عناصر آلیاژی می‌باشند. لذا منطقی است که شکست در آزمون کشش تک‌محوری نیز در مرزدانه رخ دهد و رفتار ترد داشته باشد. نتیجه آنالیز EDS رسوبات مرزدانه‌ای نمونه‌ی بدون برش (A206-0) در شکل (۱۱) نشان داده شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، علاوه بر مس و منیزیم، عناصر منگنز و آهن نیز در ترکیب رسوبات مرزدانه‌ای دیده می‌شود که در شکل (۹) مشاهده نشد. عنصر آهن احتمالاً از ابزار وارد مذاب شده است و منگنز نیز بر اساس نمودار فازی Al-Mn احتمالاً در مقدار خیلی کم به صورت ترکیب  $Al_{12}Mn$  در مرزدانه تشکیل شده است. شکل (۱۱) توزیع عناصر آلیاژی مس، آهن و آلومینیم را در اطراف ترک نشان می‌دهد. طبق این شکل، الگوی توزیع مس بسیار شبیه به الگوی توزیع ترک است بنابراین می‌توان گفت که رسوب‌های حاوی مس در ایجاد ترک نقش اصلی را داشته‌اند. این نتیجه با مشاهدات هان و همکاران [۷] نیز هم‌خوانی دارد.



شکل ۸- تغییر استحکام نهایی نمونه با افزایش زمان برش مذاب.

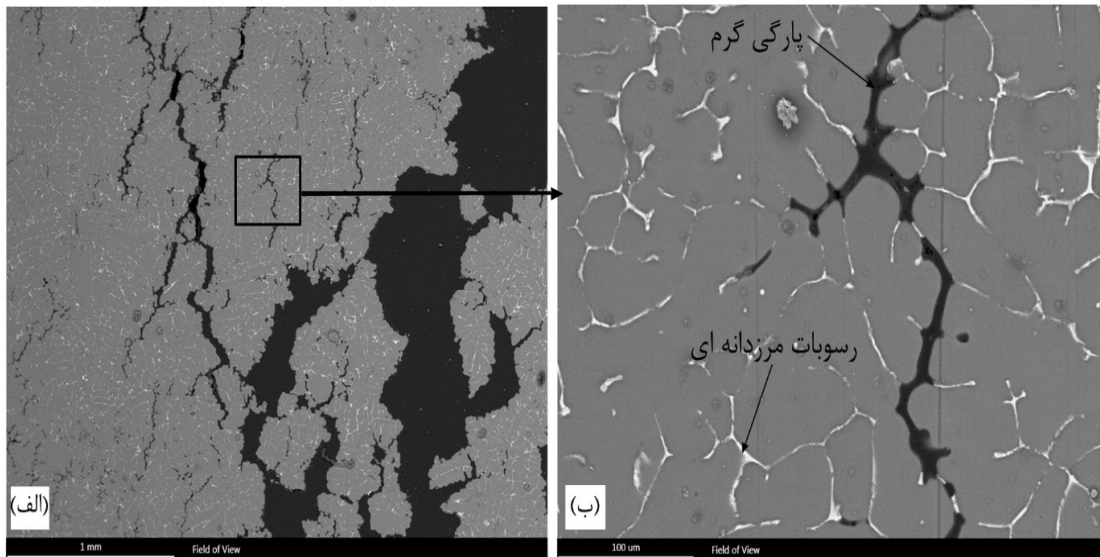
شکل (۹) این منطقه را در بزرگنمایی بالاتر نسبت به شکل (۵) نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، در این شکل دو نوع منطقه‌ی A و B قابل ملاحظه است. منطقه‌ای که از لایه‌های ظریف تشکیل شده است (نقطه A) ساختار یوتکتیک است که بر اساس آنالیز EDS از مس، سیلیسیم و منیزیم تشکیل شده است.

اخیراً نیز توسط هان و همکاران [۷] نشان داده شده است که حضور مقداری منیزیم می‌تواند باعث تشکیل یوتکتیک دوتایی شود که محصول آن می‌تواند  $Al_2Cu$  و  $Al_2CuMg$  باشد و لذا شکل (۹) تائید کننده‌ی نتایج گزارش شده توسط هان و همکاران است. در کنار ساختار یوتکتیک، رسوبات دیگری نیز دیده می‌شود (نقطه B) که اثری از تغییر شکل پلاستیک در شکست آن‌ها دیده نمی‌شود و بر اساس آنالیز EDS، این رسوبات شامل Al و

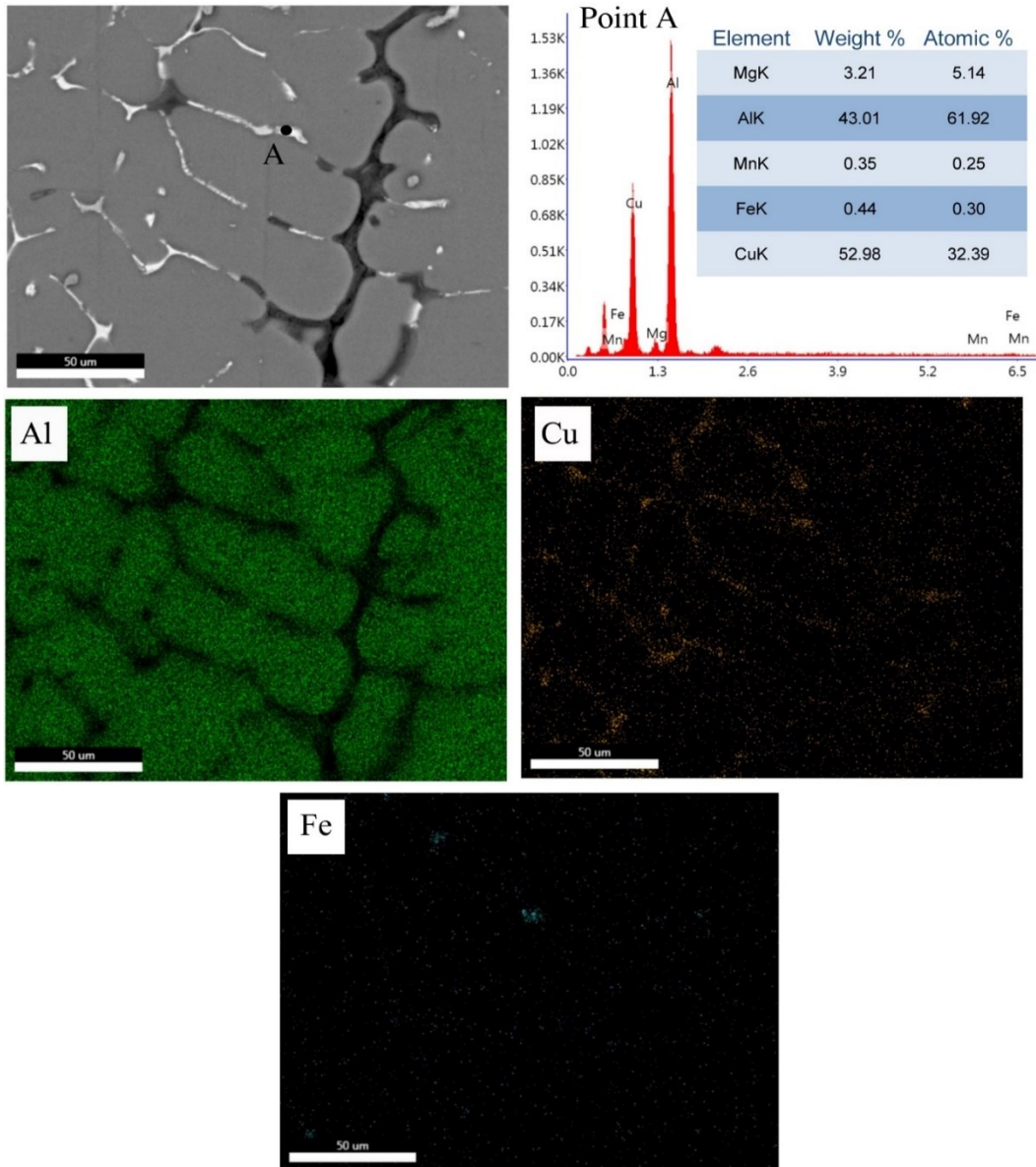


شکل ۹- تصویر SEM رسوبات نزدیک حفره‌های انقباضی و آنالیز EDS رسوبات مختلف (مربوط به نمونه A206-0).





شکل (۱۰) تصویر SEM در حال BE نشان دهنده مورفولوژی ترک‌های پارگی گرم و مناطق شدید جدایش یافته در مرزدانه‌های نمونه‌ی A206-0



شکل ۱۱- توزیع عناصر Al ، Cu ، Fe در اطراف ترک درشت در نمونه A206-0.



مشخص است که نمونه ۵ دقیقه برش نسبت به نمونه بدون برش از دانه‌های کوچک‌تر و هم محورتری تشکیل شده است. مقایسه شکل (۱۰-ب) با شکل (۱۳) نشان می‌دهد که در نمونه‌های ۵ دقیقه برش رسوبات متفاوتی وجود دارد که به شکل صفحات مشبک در ساختار دیده می‌شوند و با فلش سیاه روی شکل‌های (۱۳) و (۱۴) نشان داده شده است.

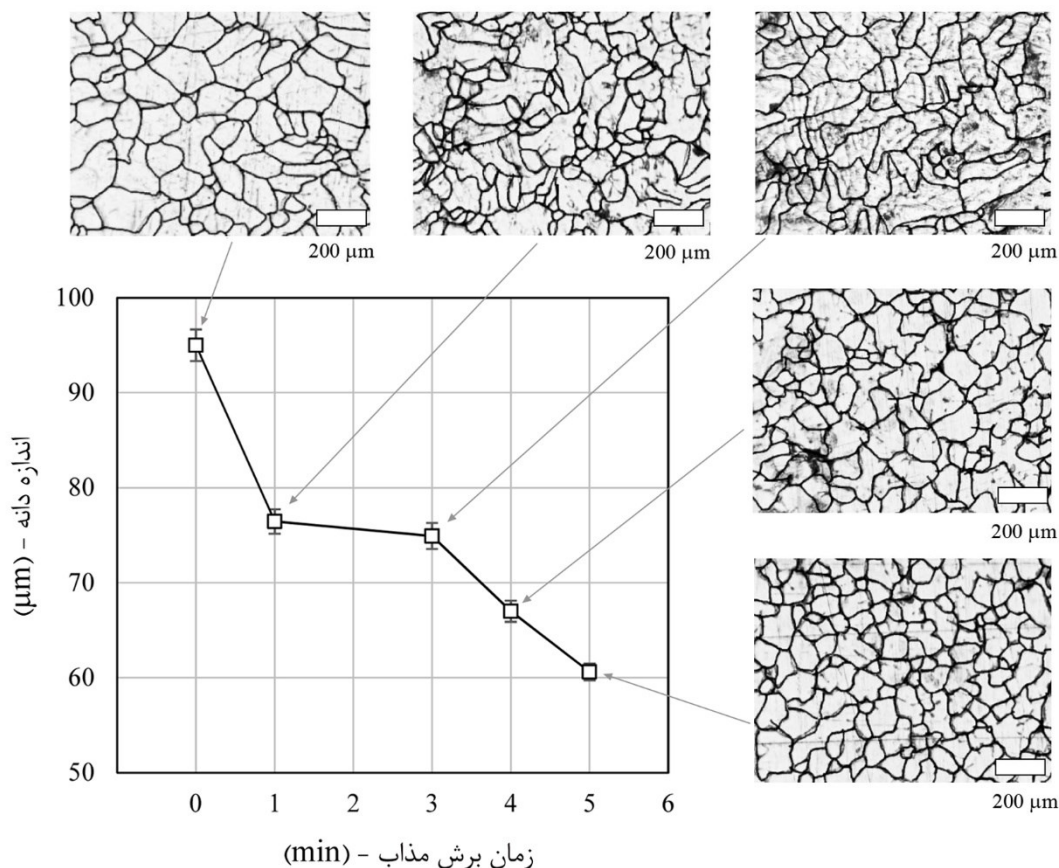
بر اساس شکل (۱۴) رسوبات مشبک به تمرکز آهن در مرزدانه مربوط می‌شود. به عبارت دیگر در اثر زمان زیاد برش، مقداری آهن از ابزار در مذاب حل شده است که در هنگام انجماد در اثر جدایش، در مرزدانه‌ها به صورت ترکیبات و رسوبات مرزدانه‌ای تشکیل شده است که مقدار رسوبات ناشی از آن قابل توجه است. نقشه توزیع عناصر آلیاژی در مرزدانه‌ها در شکل (۱۴) نشان می‌دهد که ۵ دقیقه اعمال برش مذاب اصلاح چشمگیری در جدایش عناصر آلیاژی نداشته است و کماکان عنصر مس به‌عنوان اصلی‌ترین عنصری است که در ترک تمرکز یافته است با این تفاوت که عنصر آهن نیز در برخی از مناطق مردانه به صورت ترکیباتی به شکل صفحات مشبک رسوب نموده است که این مناطق با محل رسوب مس متفاوت است.

شکل (۱۲) اثر زمان برش مذاب بر اندازه دانه‌ها را نشان می‌دهد که هر عدد متوسط بیش از ۲۰ بار اندازه‌گیری است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود با افزایش زمان برش مذاب، اندازه دانه به‌طور قابل توجهی کم می‌شود. دلیل این کاهش به این واقعیت بر می‌گردد که برش مذاب باعث افزایش دمای پایان جوانه‌زایی می‌شود که منجر به کاهش تحت انجماد مورد نیاز برای جوانه‌زایی می‌شود، بنابراین اندازه دانه کاهش می‌یابد [۲۴].

فرآیند برش مذاب سینتیک تبدیل فاز را افزایش می‌دهد و همچنین یکنواختی ترکیب و دما را در مذاب بهبود می‌بخشد و از طریق پراکندگی اکسیدهای طبیعی که به‌طور طبیعی در مذاب تشکیل می‌شوند، کاهش اندازه دانه را فراهم می‌کند [۲۵].

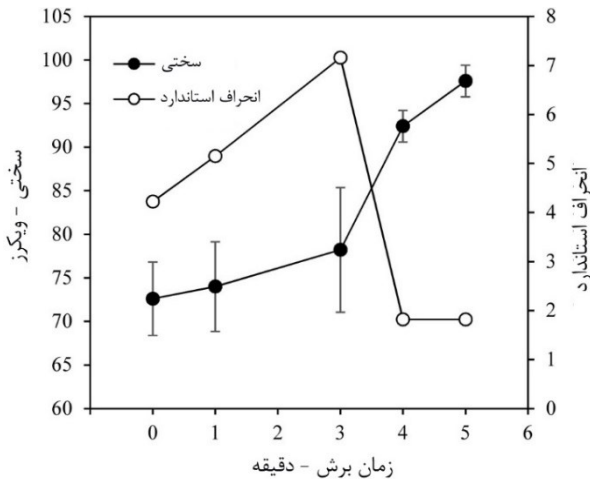
با توجه به شکل (۱۲) اندازه دانه از ۹۹/۵ میکرومتر برای نمونه بدون برش به حدود ۶۰ میکرومتر برای نمونه ۵ دقیقه برش می‌رسد. به عبارتی با اعمال تنش برشی به مدت ۵ دقیقه اندازه دانه‌ها به اندازه ۳۷ درصد کاهش یافته است. همچنین ملاحظه می‌شود که با افزایش زمان اعمال برش مذاب یکنواختی ساختار نیز اصلاح شده است.

شکل (۱۳) تصویر SEM نمونه ۵ دقیقه برش را نشان می‌دهد. در مقایسه با شکل (۱۰-ب) که مربوط به نمونه بدون برش است،



شکل ۱۲- تغییرات اندازه دانه با زمان برش مذاب و تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار دانه‌ها.

ابتدا پراکندگی داده‌ها زیاد و سپس کاهش قابل ملاحظه‌ای داشته است. این رفتار نشان می‌دهد که با اعمال برش مذاب تا ۳ دقیقه، پراکندگی فازها و ساختار زیاد شده است و بعد از آن ساختار یکنواخت‌تری تشکیل شده است. این پدیده می‌تواند دلیلی بر تغییر بیشتر مقاومت به پارگی گرم در زمان‌های بعد از ۳ دقیقه باشد.

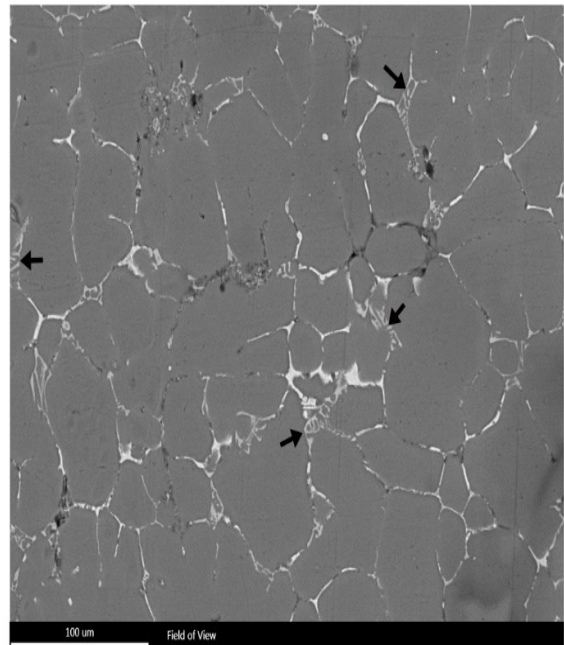


شکل ۱۵- تغییرات سختی و انحراف استاندارد داده‌های سختی بر حسب زمان برش مذاب.

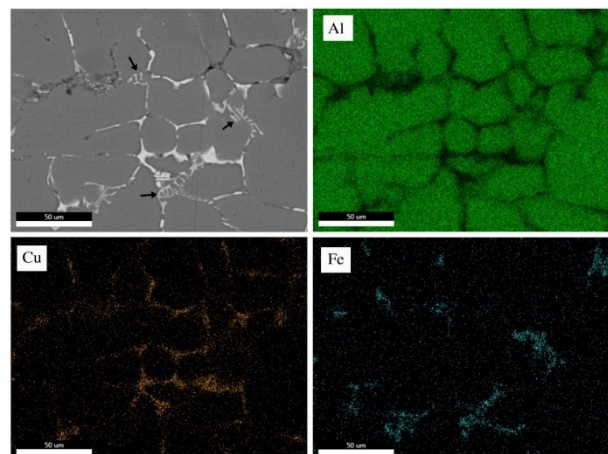
### نتیجه‌گیری

۱. در تحقیق حاضر سعی شد تا اثر زمان در فرایند برش مذاب بر مقاومت به پارگی گرم مورد ارزیابی قرار گیرد. برای این منظور از یک همزن عمودی ماریج برای هم‌زدن آلیاژ A206 در یک محفظه با فلدار استفاده شد و در زمان‌های مختلف مذاب آلیاژ مذکور قبل از ریخته‌گری تحت تنش برشی قرار گرفت و نتایج نشان داد در شرایطی که پارامترهای اجرایی مانند جنس و دمای قالب (با سرعت سرمایش)، دمای ریخته‌گری، دبی ریخته‌گری، شرایط گاز زدایی و جوانه‌زنی برای تمامی نمونه‌ها یکسان است، تغییر در زمان برش مذاب می‌تواند تأثیر قابل توجهی بر تمایل به تشکیل پارگی گرم داشته باشد. در حقیقت برش مذاب باعث افزایش دمای پایان جوانه‌زایی می‌شود که منجر به کاهش تحت انجماد مورد نیاز برای جوانه‌زایی می‌شود. از طرفی همه نمونه‌ها در یک قالب یکسان یعنی با یک سرعت سرمایش یکسان منجمد شده‌اند. لذا تحت انجماد اعمال شده برای نمونه‌های تحت برش مذاب بیشتر از نمونه‌های بدون برش مذاب است بنابراین اندازه دانه‌ها در نمونه‌های تحت برش مذاب کاهش می‌یابد.

۲. فرآیند برش مذاب سینتیک تبدیل فاز را افزایش می‌دهد و همچنین یکنواختی ترکیب شیمیایی و دما را در مذاب بهبود می‌بخشد و از طریق پراکندگی اکسیدهایی که به طور



شکل ۱۳- تصویر SEM نمونه A206-5 (۵ دقیقه برش) در حالت BE، مناطق حاوی آهن با فلش روی شکل نشان داده شده است.



شکل ۱۴- توزیع عناصر Al، Cu و Fe در اطراف ترک ریز در نمونه A206-5.

شکل (۱۵) سختی نمونه‌ها را بر حسب زمان برش مذاب نشان می‌دهد به طوری که هر عدد سختی در این نمودار میانگین ۵ با اندازه‌گیری است. طبیعتاً هر چه تعداد اندازه‌گیری‌ها بیشتر باشد دقت میانگین به دست آمده و عدد پراکندگی سختی دقیق‌تر خواهد بود. ولی به دلیل فضای نسبتاً کم در اطراف ترک‌ها به ۵ با اندازه‌گیری بسنده شد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود با افزایش زمان برش مذاب مقدار سختی تا حد قابل توجهی افزایش می‌یابد. به طوری که سختی در اثر ۵ دقیقه برش به میزان ۳۴٪ نسبت به نمونه بدون برش افزایش یافته است. این پدیده می‌تواند به دلیل افزایش رسوبات غنی از آهن و همچنین کاهش قابل ملاحظه اندازه دانه‌ها باشد. در شکل (۱۵) نمودار تغییرات انحراف استاندارد داده‌های سختی (نشان‌دهنده‌ی پراکندگی داده‌های سختی) نیز رسم شده است. مشاهده می‌شود که در

- Al-Cu-based alloys with large solidification intervals by coupling travelling magnetic fields with sequential solidification, *J. Mater. Sci. Technol.*, 2021, 79, 1-14.
- [9] Luo L., Luo L., Ritchie R.O., Su Y., Wang B., Wang L., Chen R., Guo J., Fu H., Optimizing the microstructures and mechanical properties of Al-Cu-based alloys with large solidification intervals by coupling travelling magnetic fields with sequential solidification, *J. Mater. Sci. Technol.*, 2021, 61, 100-113.
- [10] D U.M., Wang, F., Du, X. et al. Effects of Alternating magnetic field on the hot tearing susceptibility and microstructure of Al-5Cu alloy. *Inter Metal Cast*, 2022.
- [11] Liu X., Guo Z., Xue J., Zhu C., Zhang P., Li X., Microstructures and mechanical properties of the Al-Cu-Sc alloys prepared by ultrasound-assisted molten salt electrolysis, *J. Alloys Compd.*, 2020, 818, Article 152870.
- [12] Li F., Shi D., Hu X., Yin F., Zhang J., Sun B., Effect of concentration-gradient on characteristic parameters of  $\alpha$ -Al dendrites in Al-Cu alloy, *J. Alloys Compd.*, 2021, 889, Article 161666.
- [13] Zuo Y., Jiang B., Enright P., Scamans G.M., Fan Z., Degassing of LM24 Al alloy by intensive melt shearing, *nt. J. Cast Met. Res.*, 2011, 24, 307-313.
- [14] Zuo Y., Li H., Xia M., Jiang B., Scamans G.M., Fan Z., Refining grain structure and porosity of an aluminum alloy with intensive melt shearing, *Scr. Mater.*, 2011, 64, 209-212.
- [15] Lazaro-Nebreda J., Patel J.B., Fan Z., Improved degassing efficiency and mechanical properties of A356 aluminum alloy castings by high shear melt conditioning (HSMC) technology, *J. Mater. Process. Technol.*, 2021, 294, article 117146.
- [16] Sree-Manu K.M., Barekar N.S., Lazaro-Nebreda J., Patel J.B., Fan Z., In-situ microstructural control of A6082 alloy to modify second phase particles by melt conditioned direct chill (MC-DC) casting process – A novel approach *J. Mater. Process. Technol.*, 2021, 295, article 117170.
- [17] Kolahdooz A., Aminian-Dehkordi S., Effects of important parameters in the production of Al-A356 alloy by semi-solid forming process, *j mater. Res. Technol.*, 2019, 8, 189-198.
- [۱۸] نوروزی س، بخشی جویباری م، کلاهدوز ا، حسینی‌پور س.ج، تأثیر دما روی ریزساختار آلیاژ ریخته‌گری نیمه‌جامد روی سطح شیب‌دار خنک‌کننده، فصلنامه مکانیک هوافضا (ساخت و تولید)، ۱۳۹۲، ۳، ۵۵-۶۳.
- [۱۹] راکی ن، کلاهدوز ا، بررسی عاملی روش ریخته‌گری سطح شیب‌دار خنک‌شونده بر ریزساختار و مقادیر سختی آلیاژ آلومینیم A356، پژوهشنامه ریخته‌گری، ۱۳۹۷، ۲، ۱۰۹-۱۲۱.
- [۲۰] دل‌شکسته ن، کلاهدوز ا، بررسی آماری ریزساختار و سختی آلیاژ آلومینیم نیمه‌جامد A380 تولید شده به روش ارتعاش مکانیکی در محیط گاز آرگون، پژوهشنامه ریخته‌گری، ۱۳۹۷، ۲، ۲۷۵-۲۸۶.
- [21] Hatch JE. Aluminum properties and physical metallurgy. ASM: Second Ed; 1984.
- [22] Campbell J., Castings, Butterworth-Heinemann, 2003.
- [23] Eskin D.G., Suyitno, Katgerman L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminum alloys, *Progress in Materials Science*, 2004, 49, 629-711.
- [24] Men H., Jiang B., Fan Z., Mechanisms of grain refinement by intensive shearing of AZ91 alloy melt, *Acta Materialia*, 2010, 58.
- [25] Patel J.B., Yang X., Mendis C.L., et al. Melt conditioning of light metals by application of high shear for improved microstructure and defect control, *J. Miner. Met. Mater. Soci.*, 2017, 69.

طبیعی در مذاب تشکیل می‌شوند، کاهش اندازه دانه (در حدود ۳۷ درصد) را فراهم می‌کند. به همین دلیل تعداد مرزخانه‌ها افزایش یافته و ضخامت لایه رسوب مرزخانه‌ای کاهش می‌یابد. علاوه بر موارد فوق‌الذکر، برش مذاب قادر است حفره‌های انقباضی را کم‌تر کند (افزایش استحکام در اثر فرایند برش مذاب در حدود ۵۴ درصد نیز این مسئله را تأیید می‌کند) و از این طریق شرایط را برای شروع پارگی گرم ناهموار کرده و باعث افزایش مقاومت به پارگی گرم شود. همچنین نتایج نشان داد که با افزایش زمان برش مذاب، سختی آلیاژ (تا حدود ۳۷ درصد) افزایش می‌یابد. هم‌زدن تا ۳ دقیقه باعث افزایش غیریکنواختی ساختار می‌شود و بعد از آن یکنواختی ساختار به طور قابل‌ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. همچنین سرعت افزایش سختی و استحکام و کاهش اندازه دانه بعد از ۳ دقیقه زیاد می‌شود. سرعت افزایش مقاومت به پارگی گرم نیز بعد از ۳ دقیقه زیاد می‌شود. لذا می‌توان نتیجه گرفت که دلیل افزایش مقاومت به پارگی گرم در اثر افزایش زمان برش مذاب، تغییرات ساختاری به ویژه کاهش اندازه دانه‌ها است.

#### تشکر و قدردانی

نویسندگان این مقاله از مسئولین دانشگاه میبد بوی فراهم آوردن امکانات لازم برای انجام این پژوهش تشکر می‌کنند.

#### مراجع

- [1] Suyitno D.G., Eskin L., Katgerman, Structure observations related to hot tearing of Al-Cu billets produced by direct-chill casting, *Mater. Sci. Eng., A*, 2006, 420, 1-7.
- [2] Pulisheru K. S., Birru A. K., Effect of pouring temperature on hot tearing susceptibility of Al-Cu cast Alloy: Casting simulation, *Mater. Today, Proc.*, 2021, 47, 7086-7090.
- [3] Fan Z., Li C., Yang H., Liu Z., Effects of TiC nanoparticle inoculation on the hot-tearing cracks and grain refinement of additively-manufactured AA2024 Al alloys, *J. Mater. Res. Technol.*, 2022, 19, 194-207.
- [4] Sistaninia M., Terzi S., Phillion A.B., Drezet J.M., Rappaz M., 3D granular modeling and in situ X-ray tomographic imaging: A comparative study of hot tearing formation and semi-solid deformation in Al-Cu alloys, *Acta Mater.*, 2013, 61, 3831-3841.
- [5] Lin S., Aliravci C., Pekguleryuz M.O., Hot-tear susceptibility of aluminum wrought alloys and the effect of grain refining, *metal. Mater. Trans.*, 2007 (A) 38, 1056-1068.
- [6] Li M., Wang H., Wei Z., Zhu Z., The effect of Y on the hot-tearing resistance of Al-5 wt. Cu based alloy, *Mate. Des.* 31, 2010, 2483-2487.
- [7] Han J-q., Wang J-s., Zhang M-s., Niu K-m., Relationship between amounts of low-melting-point eutectics and hot tearing susceptibility of ternary Al-Cu-Mg alloys during solidification, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2020, 30, 2311-2325.
- [8] Luo L., Luo L., Su Y., Su L., Wang L., Chen R., Guo J., Fu H., Reducing porosity and optimizing performance for

IRANIAN FOUNDRYMEN'S  
SOCIETY

## Founding Research Journal

### Research Paper:

### Effect of Melt Shearing Time by Vertical Spiral Stirrer on Hot Tearing Behavior of A206 Alloy

Mohammad Malekoutikhah<sup>1</sup>, Mostafa Alizadeh<sup>2\*</sup>, Mohamad Reza Nasresfahani<sup>3</sup>, Mohammad Raei Dehaghi<sup>4</sup>

1. M.Sc. Student, Department of Materials Science and Engineering, School of Engineering, Meybod University, Meybod, Yazd, Iran

2. Associate Professor, Department of Materials Science and Engineering, School of Engineering, Meybod University, Meybod, Yazd, Iran

3. Assistant Professor, Institute of Materials and Energy, Isfahan, Iran, 8189111156

4. Assistant Professor, Department of Materials Science and Engineering, School of Engineering, Meybod University, Meybod, Yazd, Iran

\* Corresponding author: alizadeh@meybod.ac.ir

#### Paper history:

Receive: 05 March 2023

Accept: 15 April 2023

#### Keywords:

Al-Cu alloy,  
Hot tearing,  
Melt shearing,  
Microstructure,  
Intermetallic phase

#### Abstract:

In casting, one way to reduce hot tearing is by modifying the microstructure. In this study, the microstructure of A206 alloy was modified using a melt shearing process at various times, and the effect of melt shearing time on hot tearing behaviour was analyzed. A steel chamber with two baffles and a spiral stirrer was used to apply shear stress to the melt. The sheared melt was then cast in a graphite mold in the form of a constrained rod, and optical and SEM microscopes were utilized to investigate grain size. To evaluate the susceptibility to hot tearing, the quantity of crack length density was used as a criterion. The results revealed that melt shearing process reduces the size of shrinkage pores, making it harder to initiate hot tearing, and increases the alloy's resistance against hot tearing. Also, due to decreasing the size of shrinkage pores, the ultimate strength is increased up to 57%. As the melt shearing time increased up to 3 minutes, the as-cast microstructure became less uniform; however, after 3 minutes, the microstructure became significantly more uniform. Additionally, the grain size decreased up to 37%, and the rate of this decrease accelerated after 3 minutes, leading to an increase in resistance to hot tearing. The decrease in grain size due to melt shearing caused an increase in the number of grain boundaries and a reduction in the thickness of the grain boundary precipitation layer, resulting in a softer behaviour observed on the fracture surface.

#### Please cite this article using:

Mohammad Malekoutikhah, Mostafa Alizadeh, Mohamad Reza Nasresfahani, Mohammad Raei Dehaghi, Effect of Melt Shearing Time by Vertical Spiral Stirrer on Hot Tearing Behavior of A206 Alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2022, 6(1) 23-34.

DOI: 10.22034/FRJ.2023.388455.1174

Journal homepage: [www.foundingjournal.ir](http://www.foundingjournal.ir)