



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

اثر دمای هم‌زدن بر مورفولوژی ذرات سیلیسیم اولیه، سختی و رفتار سایشی آلیاژ Al-20%Si تولیدشده به روش ریخته‌گری نیمه‌جامد

فائزه طاهری‌منش^۱، بهمن کروجی^{۲*}، محمدحسن دانشی‌فر^۲

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، گرایش شناسایی و انتخاب مواد مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری.

۲- استادیار، گروه مهندسی مواد و پلیمر، دانشگاه حکیم سبزواری.

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۵۱-۴۴۴۱۰۱۰۴، خراسان رضوی، سبزواری، پردیس دانشگاه حکیم سبزواری، کد پستی: ۹۶۱۷۹-۷۶۴۸۷، bkrojy@hsu.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۸/۴/۱۵
پذیرش: ۱۳۹۸/۷/۲۸

خواص آلیاژهای هایپرئوتکتیک Al-Si به‌اندازه و مورفولوژی سیلیسیم اولیه وابسته است. روش‌های گوناگونی برای اصلاح‌سازی ساختار سیلیسیم اولیه استفاده می‌شوند که از آن جمله می‌توان به فرایندهای نیمه‌جامد اشاره کرد. هم‌زدن مکانیکی یکی از انواع فرایندهای نیمه‌جامد است که در این پژوهش مورد استفاده قرار گرفت. این فرایند در مدت‌زمان ۱۰ دقیقه و سرعت ۱۶۰۰ دور بر دقیقه در پنج دمای مختلف هم‌زدن به‌صورت هم‌دما انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که افزایش دمای هم‌زدن موجب بهبود مورفولوژی و توزیع یکنواخت ذرات سیلیسیم اولیه می‌شود. شرایط مطلوب برای اصلاح ساختار و توزیع ذرات سیلیسیم در دمای ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد، که بالاترین دمای هم‌زدن است، به‌دست‌آمد. با کاهش دمای هم‌زدن و افزایش کسر حجمی فاز جامد میزان آگلومره شدن ذرات سیلیسیم اولیه بیشتر می‌شود. این امر موجب درشت‌شدن بیش از اندازه ذرات سیلیسیم اولیه و توزیع غیریکنواخت آن شده است. با مقایسه نمونه‌های حاصل از فرایند نیمه‌جامد و نمونه ریختگی مشاهده شد که مقدار سختی و مقاومت به سایش به دمای هم‌زدن، مورفولوژی و توزیع ذرات سیلیسیم اولیه وابسته است. همچنین افزایش سختی از ۵۴ به ۷۶ برینل و کاهش نرخ سایش از ۰/۰۰۱۵ به ۰/۰۰۰۸ میلی‌متر مکعب بر متر با افزایش دمای هم‌زدن به دلیل بهبود مورفولوژی و توزیع یکنواخت ذرات سیلیسیم اولیه است.

واژه‌های کلیدی:

ذرات سیلیسیم اولیه،
آلومینیم-سیلیسیم،
ریخته‌گری نیمه‌جامد،
سختی،
سایش.

ارجاع به این مقاله:

فائزه طاهری‌منش، بهمن کروجی، محمدحسن دانشی‌فر، اثر دمای هم‌زدن بر مورفولوژی ذرات سیلیسیم اولیه، سختی و رفتار سایشی آلیاژ Al-20%Si تولیدشده به روش ریخته‌گری نیمه‌جامد، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، پاییز ۱۳۹۸، جلد ۳، شماره ۳، صفحات ۱۵۱-۱۶۲.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/ftj.2019.179001.1079

۱- مقدمه

ماده است [۴]. خواص آلیاژهای هایپرئوتکتیک Al-Si تحت تأثیر اندازه، مورفولوژی و توزیع ذرات سیلیسیم اولیه در ریزساختار است [۵]. مقاومت به سایش بالای این آلیاژها به دلیل وجود ذرات سخت سیلیسیم اولیه است [۶-۸]. اما وجود این ذرات درشت موجب تردی، کاهش انعطاف‌پذیری و شکست در این آلیاژها می‌شود [۹]. مؤثرترین راه برای غلبه بر این مشکلات، اصلاح مورفولوژی و توزیع مناسب این ذرات است [۱۰-۱۲]. همچنین با توجه به وابستگی مقاومت به سایش [۴] و خواص مکانیکی به مورفولوژی و توزیع ذرات سیلیسیم اولیه، اصلاح آن موجب بهبود این خواص می‌شود [۴، ۱۳، ۱۴].

آلیاژهای هایپرئوتکتیک Al-Si به دلیل خواص متمایزی همچون ضریب انبساط حرارتی پایین، چگالی کم [۱، ۲]، مقاومت به سایش عالی، استحکام خوب، مقاومت به خوردگی بالا کاربردهای وسیعی در صنایع خودروسازی، الکترونیک و هوافضا دارند [۱]. علت توجه پژوهشگران به رفتار تریبولوژیکی و بهبود مقاومت به سایش در این آلیاژها استفاده وسیع از آن‌ها در ساخت قطعاتی مانند پیستون است که به‌طور مداوم در معرض سایش قرار داشته و نیاز به مقاومت به سایش بالا دارند [۳]. از عوامل کنترل‌کننده میزان سایش، خواص و ویژگی‌های

Archive of SID

بررسی اثر هم‌زدن مکانیکی بر آلیاژ Al-Si دریافتند که افزایش نرخ برش موجب کاهش اندازه ذرات می‌شود. رنجبرپور و همکارانش [۱۲] با بررسی اثر دمای ذوب‌ریزی و گرمایش مجدد بر ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ A390 تولید شده در ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار دریافتند که با افزایش مقدار کسر جامد تشکیل شده روی سطح شیب‌دار، احتمال وقوع پدیده آگلومراسیون افزایش یافته که نتیجه آن کاهش فاکتور شکل ذرات است.

با توجه به تحقیقات انجام شده در فرایندهای نیمه‌جامد، کسر حجمی جامد و نوع هم‌زدن بر ریزساختار انجمادی و خواص ماده از جمله مقاومت به سایش و سختی تأثیر می‌گذارد [۱۵] و [۲۴]. اما تحقیقات انجام شده در زمینه فرایند هم‌زدن مکانیکی در سرعت‌های کمتر از ۱۰۰۰ دور بر دقیقه انجام شده است. لذا در این تحقیق، فرایند نیمه‌جامد به روش هم‌زدن مکانیکی بر روی آلیاژ هایپرئوتکتیک Al-20%Si با سرعت دوران بالاتر مورد مطالعه قرار گرفت. در تحقیق حاضر فرایند هم‌زدن مکانیکی روی آلیاژ مورد نظر، با سرعت دوران ۱۶۰۰ دور بر دقیقه در دماهای ۵۸۰، ۶۰۰، ۶۲۰، ۶۴۰ و ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد انجام گرفت. نمونه‌های تولیدشده از نظر توزیع و تغییر مورفولوژی سیلیسیم اولیه و اثر آن بر سختی و مقاومت به سایش مورد ارزیابی قرار گرفت.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد اولیه

برای تهیه آلیاژ Al-20%Si از آلومینیم خالص تجاری و آمیزان Al-50%Si استفاده شد. ذوب در کوره القایی فرکانس متوسط، همراه با فلاکس‌زنی با کاورال و گاززدایی با هگزاکلرواتان انجام گرفت. ترکیب شیمیایی آلیاژ تولیدشده در جدول (۱) آورده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده (درصد وزنی)

عنصر	آلومینیم	سیلیسیم	آهن	مس	منگنز	منیزیم
مقدار	پایه	۱۹/۵۵	۰/۲۱	۰/۰۰۱	۰/۰۰۴	۰/۰۰۲۵

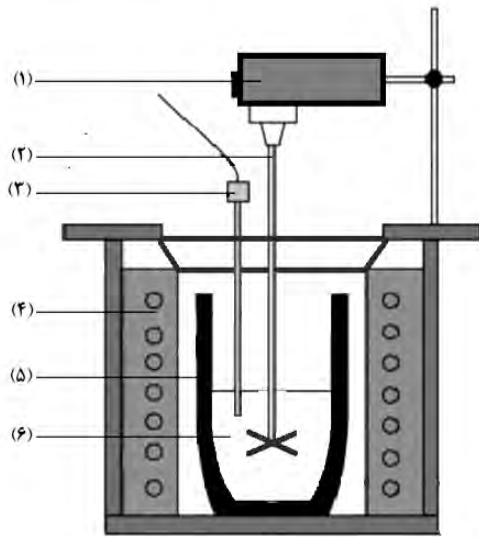
۲-۲- آنالیز حرارتی

برای تعیین دمای ذوب آلیاژ و منحنی کسر جامد آن از آنالیز حرارتی DTA استفاده شد [۲۵-۲۸]. برای این منظور، نمونه‌ای از این آلیاژ تهیه و آنالیز DTA طبق استاندارد ASTM-E794 انجام گرفت. هم‌چنین به منظور تعیین مقدار کسر جامد (fs)، ابتدا بر منحنی DTA یک خط مبنا تطبیق داده شد (شکل ۲). سپس ناحیه محصور بین منحنی DTA و خط مبنا به صورت

فرایندهای نیمه‌جامد از جمله روش‌هایی است که برای اصلاح مورفولوژی سیلیسیم‌های اولیه مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱]. در این فرایند ابتدا آلیاژ ذوب‌شده و سپس در دمایی بین دمای ذوب و انجمادش نگه داشته می‌شود تا دوغاب، مخلوط فاز جامد و مذاب تشکیل شود. با اعمال نیروی برشی به دوغاب، مورفولوژی ذرات موجود در زمینه از حالت دندردیتی به کروی تغییر می‌یابد [۱۵]. هم‌زدن مکانیکی و الکترومغناطیس از جمله روش‌های نیمه‌جامد برای توسعه این ریزساختارها است [۱۶].

پژوهش‌های بسیاری تأثیر فرایندهای نیمه‌جامد بر تغییرات ساختاری سیستم آلیاژی آلومینیم-سیلیسیم انجام شده است. برخی از این تحقیقات روی آلیاژهای هایپرئوتکتیک Al-Si انجام گرفته‌اند. ژنگ لیو و همکارانش [۱۷] با بررسی اثر دمای بارریزی بر آلیاژهای A356 نیمه‌جامد تولیدشده با هم‌زدن الکترومغناطیس دریافتند، کاهش دمای بارریزی موجب کاهش اندازه دانه و بهبود فاکتور شکل فاز اولیه در این آلیاژ می‌شود. نادر راکی و امین کلاه‌دوز [۱۸] با بررسی اثر فرایند نیمه‌جامد با استفاده از سطح شیب‌دار روی سختی و ریزساختار آلیاژ هایپرئوتکتیک A380، تغییر ساختار دندردیتی فاز آلفای اولیه به ساختار ریز و کروی را مشاهده کردند. هم‌چنین مشاهده نمودند که با افزایش میزان کسر جامد روی سطح شیب‌دار، احتمال وقوع پدیده آگلومراسیون و به دنبال آن افزایش اندازه ذرات آلفا بیش‌تر می‌شود. نگوین و همکارانش [۱۹] با بررسی اثر فرایند نیمه‌جامد بر ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ هایپرئوتکتیک Al-Si، دستیابی به ساختار غیردندردیتی و کاهش نرخ سایش را مشاهده کردند.

در بخش هایپرئوتکتیک سیستم آلیاژی Al-Si تحقیقات بر روی تغییر مورفولوژی سیلیسیم اولیه متمرکز شده است. در سال ۲۰۱۹ پژوهشگران با آماده‌سازی دوغاب آلیاژ نیمه‌جامد هایپرئوتکتیک A390 از طریق کانال بارریزی ماریچ، اصلاح ذرات سیلیسیم اولیه را به‌طور قابل‌توجهی مشاهده نمودند [۲۰]. ژائو و همکارانش [۲۱] با بررسی آلیاژ هایپرئوتکتیک Al-16Si-4Cu-0.5Mg دریافتند که کاهش اندازه ذرات سیلیسیم اولیه با استفاده از فرایند نیمه‌جامد موجب افزایش مقاومت به سایش این آلیاژ می‌شود. ردی و همکارانش [۴] با بررسی اثر هم‌زدن مکانیکی روی آلیاژهای Al-Si هایپرئوتکتیک، ریزشدن و توزیع یکنواخت ذرات سیلیسیم اولیه و هم‌چنین افزایش سختی را مشاهده نمودند. امید لشکری و همکارانش [۲۲] با بررسی رفتار رئولوژیکی آلیاژهای هایپرئوتکتیک Al-Si مشاهده کردند که با افزایش نرخ برش ویسکوزیته آلیاژ کاهش می‌یابد. سوکماران و همکارانش [۲۳] با



شکل ۱- شماتیک فرایند هم‌زدن مکانیکی: (۱) الکتروموتور، (۲) هم‌زن، (۳) ترموکوپل، (۴) کوره مقاومتی، (۵) بونه گرافیتی، (۶) مذاب

۲-۴- آزمایش سایش

آزمایش سایش به روش پین بر دیسک طبق استاندارد ASTM-G99 انجام گرفت. نمونه‌های آزمایش به شکل استوانه‌ای با قطر ۱۰ میلی‌متر و طول ۲۰ میلی‌متر تهیه شدند. دیسک ساینده از جنس فولاد SPK با قطر ۹۰ میلی‌متر و ضخامت ۱۰ میلی‌متر با سختی حداقل ۶۰ در مقیاس راکول C بود. برای حذف آلودگی‌ها، نمونه‌ها قبل از آزمایش در استون شسته و سپس خشک شدند. این آزمایش با نیروی اعمالی ۲۰ نیوتون، سرعت لغزش ۰/۳ متر بر ثانیه و مسافت لغزش ۱۰۰۰ متر انجام گرفت. میزان سایش با اندازه‌گیری وزن نمونه‌ها با دقت ۰/۱ میلی‌گرم قبل و بعد از آزمایش تعیین شد. نرخ سایش با استفاده از کاهش حجم نمونه و مسافت لغزش محاسبه شد. همچنین ضریب اصطکاک از داده‌های خروجی دستگاه سایش استخراج شد و با استفاده از آن میانگین ضریب اصطکاک نیز برآورد شد. سطوح سایش نیز با میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت.

آزمایش سختی‌سنجی برینل طبق استاندارد ASTM-E10، با استفاده از گلوله فولادی به قطر ۲/۵ میلی‌متر و نیرو ۶۲/۵ کیلوگرم انجام گرفت. بر روی هر نمونه ۶ نقطه اثر اعمال شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی نتایج آنالیز حرارتی

شکل (۲) نتایج آنالیز حرارتی DTA آلیاژ مورد استفاده را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود این منحنی شامل دو استحاله است. استحاله اول مربوط به جوانه‌زنی فاز سیلیسیم اولیه و استحاله دوم مربوط به واکنش یوتکتیک دوتایی Al-Si

مجموعه‌ای از دوزنقه‌ها در نظر گرفته شد. مساحت هر یک از دوزنقه‌ها و مساحت کل ناحیه محصور بین منحنی و خط مبنا محاسبه شد. با تقسیم مجموع مساحت دوزنقه‌ها تا دمای موردنظر بر مساحت کل ناحیه محصور بین منحنی DTA و خط مبنا، مقدار کسر جامد در آن دما تعیین شد. با مشخص شدن مقدار کسر جامد در هریک از دماها، منحنی کسر جامد برحسب دما برای آلیاژ مورد نظر رسم شد.

۲-۳- فرایند هم‌زدن

هم‌زدن توسط دستگاه هم‌زن که شامل دو قسمت کوره الکتریکی جهت هم‌دما نگه‌داشتن مذاب و سیستم هم‌زدن مکانیکی برای اعمال نیروی برشی به مذاب است، انجام گرفت. برای این منظور مقدار معین، از شمش آلیاژ Al-20%Si تولیدشده، در کوره مقاومتی با ۵۰ درجه سانتی‌گراد فوق‌ذوب، مجدداً ذوب شد. مذاب آماده‌شده به درون کوره متصل به دستگاه هم‌زن با دمای تعیین‌شده برای هم‌زدن منتقل شد. این کوره در دمای مورد نظر برای هم‌زدن تنظیم شد و دمای مذاب به وسیله ترموکوپل نوع K که داخل مذاب قرار گرفته بود، کنترل شد. هم‌زدن آلیاژ با هم‌زنی از جنس فولاد زنگ‌نزن پوشش داده شده با بنتونیت، در شرایط هم‌دما به مدت زمان ثابت ۱۰ دقیقه و سرعت ثابت هم‌زدن ۱۶۰۰ دور بر دقیقه صورت گرفت. دماهای شروع هم‌زدن ۵۸۰، ۶۰۰، ۶۲۰، ۶۴۰ و ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد متناظر با مقادیر کسر جامد ۰/۲۷، ۰/۲۲، ۰/۱۷، ۰/۱۱ و ۰/۰۵ انتخاب شد. شکل (۱)، شماتیکی از این فرایند را نشان می‌دهد. هم‌چنین نمونه ریختگی (نمونه شاهد) با شرایط ریخته‌گری مشابه ولی بدون فرایند هم‌زدن تهیه شد. نمونه‌ها در قالب فولادی استوانه‌ای با قطر ۲۰ و طول ۱۱۰ میلی‌متر و سرعت سرد شدن ۳ درجه‌سانتی‌گراد بر ثانیه ریخته شدند.

برای بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌های استوانه‌ای از وسط برش داده شده و به روش استاندارد متالوگرافی شد. ریزساختار نمونه‌ها با میکروسکوپ نوری Olympus GX51 مورد بررسی قرار گرفت. از نرم‌افزار Clemex برای بررسی‌های کمی شامل تعیین فاکتور شکل و اندازه متوسط ذرات سیلیسیم اولیه استفاده شد. فاکتور شکل طبق رابطه (۱) محاسبه می‌شود که در آن A و P به ترتیب مساحت و محیط ذرات سیلیسیم اولیه است. هرچه مقدار S_f به یک نزدیک‌تر باشد، نشان‌دهنده میزان کرویت بیشتر ذرات است [۲۹-۳۲].

$$S_f = 4\pi A/P^2 \quad (1)$$

Archive of SID

در این نمونه ۱۸۰ میکرومتر و فاکتور شکل آن ۰/۲۹ است. شکل (۴-ب تا ه) ساختار نمونه‌های هم‌زده در دماهای مختلف هم‌زدن را نشان می‌دهد. مشاهدات نشان می‌دهد که ریزساختارها در حالت جامد تحت تأثیر ساختار مذاب قبل از انجماد هستند. آلیاژهای هایپرپوتکتیک نیز از این امر مستثنا نیستند [۳۱]. ذرات جامد بر اساس دو مکانیزم استوالد و آگلومره شدن، رشد کرده و درشت می‌شوند [۳۳، ۳۵]. در کسرهای جامد پایین ذرات به صورت مجزا و تفکیک شده هستند، و مکانیزم غالب بر رشد ذره تئوری استوالد است [۳۶، ۱۵]. این مکانیزم براساس قانون LSW است و طبق رابطه (۲) تعریف می‌شود. در این رابطه \bar{d} قطر متوسط ذره در زمان t و \bar{d}_0 قطر متوسط ذره در زمان صفر است. k نیز ثابت نرخ درشت شدن است [۳۳، ۳۶، ۳۷].

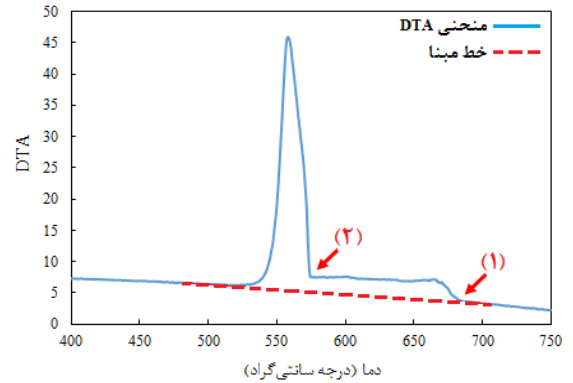
$$\bar{d}^3 - \bar{d}_0^3 = kt \quad (2)$$

قانون LSW بر پایه اثر گیبس-تامسون استوار است. طبق این قانون انحلال ذرات کوچک‌تر با نسبت سطح به حجم یا انرژی سطحی بالاتر نسبت به ذرات درشت‌تر بیشتر است. پس ذرات درشت‌تر با رشد بیشتر و حذف ذرات کوچک‌تر انرژی آزاد کل فصل مشترک آلیاژ را کاهش می‌دهند [۳۸]. بنابراین بر اساس مکانیزم استوالد، نیروی محرکه برای درشت شدن ذرات در حالت نیمه‌جامد، کاهش انرژی آزاد فصل مشترک است. پس ذرات بزرگ‌تر به طور پیوسته رشد می‌کنند و ذرات کوچک‌تر به تدریج ذوب می‌شوند [۳۶، ۳۲].

با افزایش کسر جامد مکانیزم غالب بر درشت شدن ذرات، آگلومره شدن و به هم پیوستن آن‌ها است [۱۵]، و ذرات در اثر نفوذ به یکدیگر پیوسته و درشت می‌شوند [۳۶]. در شکل (۴-ب) نیز که حاصل هم‌زدن در بیشترین مقدار کسر جامد است، مشاهده می‌شود که ذرات سیلیسیم اولیه تجمع یافته و آگلومره شده‌اند. این امر موجب درشت شدن بیش از اندازه ذرات سیلیسیم اولیه و توزیع نامناسب آن‌ها می‌شود. به طوری که اندازه متوسط این ذرات به ۲۹۰ میکرومتر افزایش یافته و فاکتور شکل آن نیز به مقدار ۰/۲۲ کاهش می‌یابد. بنابراین همان‌طور که کسر جامد افزایش می‌یابد احتمال به هم پیوستن ذرات بیشتر می‌شود.

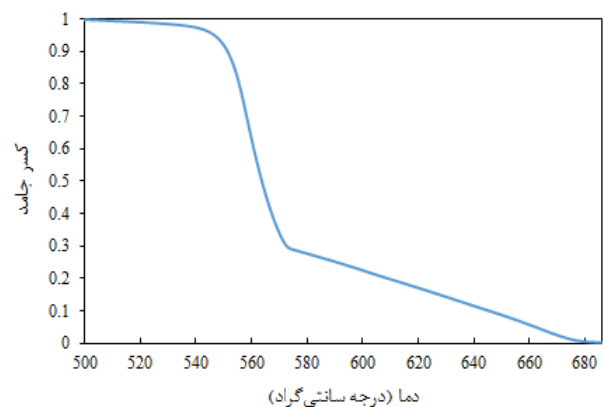
شکل (۵-الف و ب) به ترتیب اندازه متوسط و فاکتور شکل ذرات سیلیسیم اولیه در دماهای هم‌زدن مذکور را نشان می‌دهد. با توجه به ریزساختار نمونه‌ها در شکل (۴) و نمودارهای آورده شده در شکل (۵) مشاهده می‌شود که با افزایش دمای هم‌زدن یا به عبارت دیگر کاهش مقدار کسر

است. بنابراین بر اساس نتایج آنالیز حرارتی دمای شروع انجماد یا شروع جوانه‌زنی فاز سیلیسیم اولیه ۶۸۵ درجه سانتی‌گراد و دمای شروع واکنش یوتکتیک ۵۷۶ درجه سانتی‌گراد برآورد شد.



شکل ۲- منحنی DTA آلیاژ Al-20%Si بر حسب دما

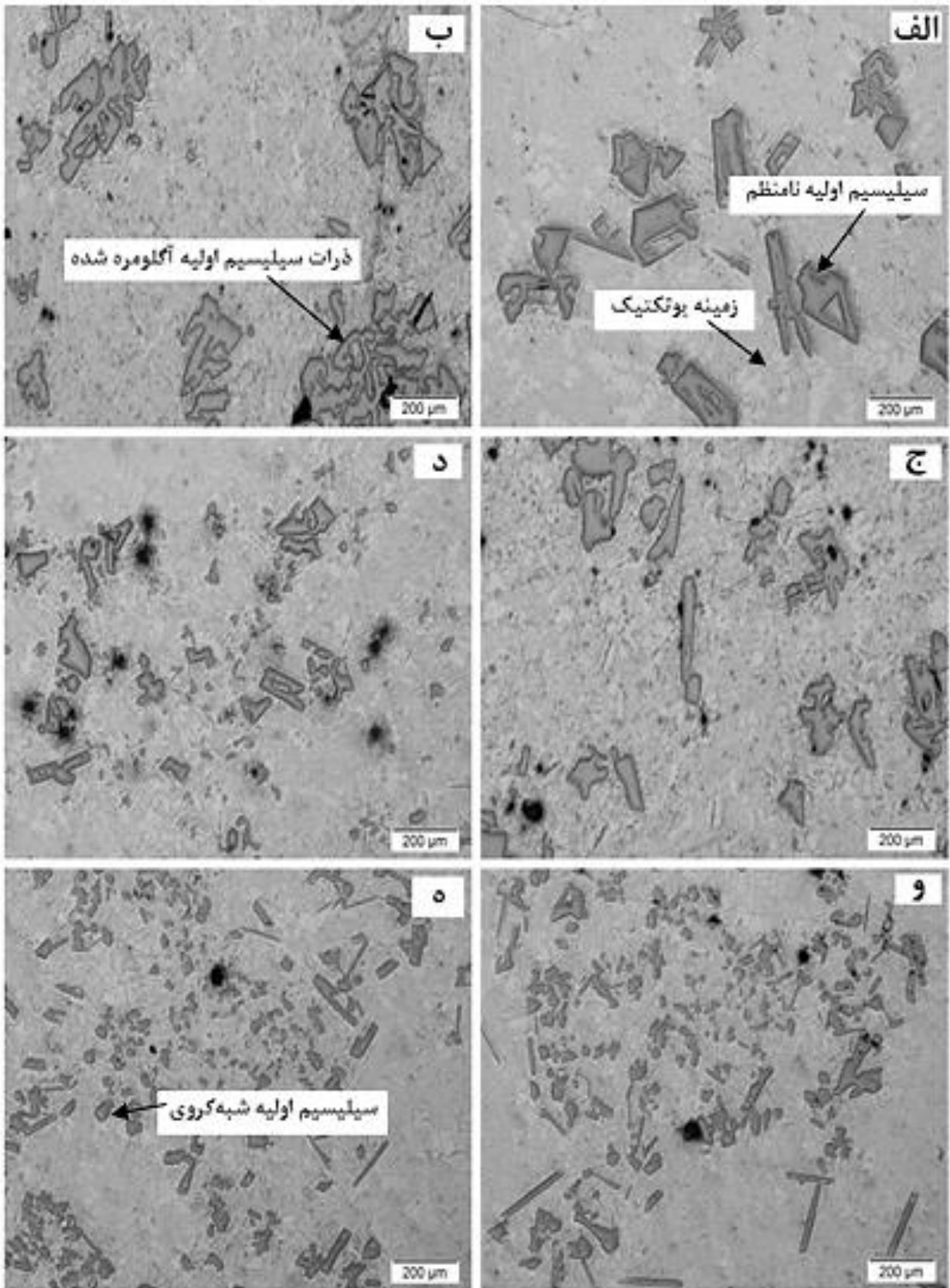
شکل (۳) منحنی کسر جامد بر حسب دما برای آلیاژ مذکور را نشان می‌دهد که با انتگرال‌گیری جزئی از نمودار DTA محاسبه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در دماهای بالاتر از حدود ۶۸۵ درجه سانتی‌گراد میزان کسر جامد برای آلیاژ بسیار ناچیز است. با کاهش دما تا حدود ۵۷۶ درجه سانتی‌گراد به دلیل جوانه‌زنی و رشد فاز سیلیسیم اولیه میزان کسر جامد به حدود ۰/۳ رسیده است و در نهایت مذاب باقی‌مانده از طریق واکنش یوتکتیک دوتایی Al-Si منجمد شده و فرایند انجماد به پایان می‌رسد.



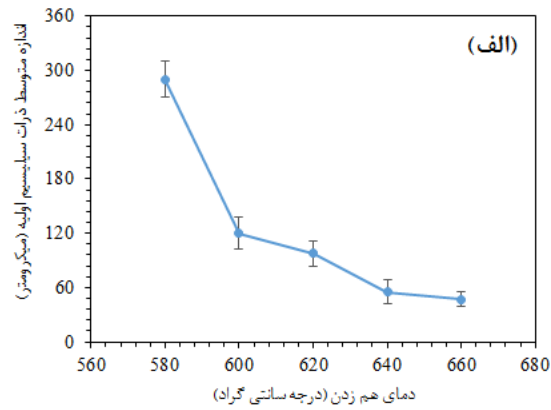
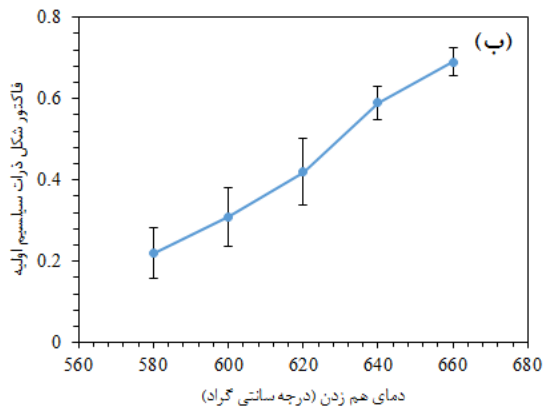
شکل ۳- منحنی کسر جامد آلیاژ Al-20%Si بر حسب دما

۳-۲- اثر دمای هم‌زدن بر مورفولوژی سیلیسیم اولیه

شکل (۴)، ریزساختار نمونه ریختگی و هم‌چنین نمونه‌های حاصل از فرایند نیمه‌جامد را نشان می‌دهد. شکل (۴-الف) نمونه حاصل از ریخته‌گری معمولی را نشان می‌دهد که در آن ذرات سیلیسیم اولیه در شکل‌های نامنظم و به صورت غیریکنواخت توزیع شده‌اند. اندازه متوسط ذرات سیلیسیم اولیه



شکل ۴- (الف) ریزساختار نمونه‌ی ریختگی و حاصل از فرایند نیمه‌جامد در دماهای مختلف هم‌زدن (ب) ۵۸۰، (ج) ۶۰۰، (د) ۶۲۰، (و) ۶۴۰، (ه) ۶۶۰ درجه‌سانتی‌گراد.

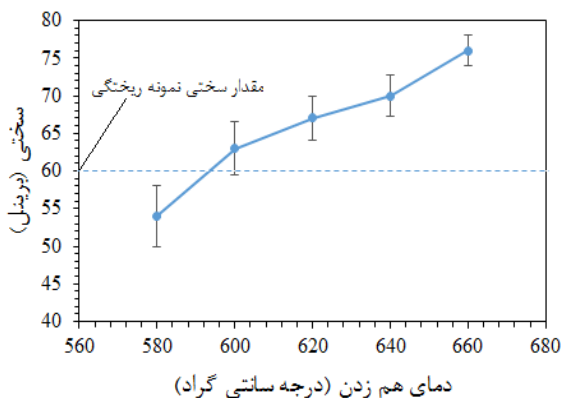


شکل ۵- (الف) اندازه متوسط، (ب) فاکتور شکل ذرات سیلیسیم اولیه بر حسب دمای هم‌زدن

جامد، ذرات سیلیسیم اولیه ضمن توزیع یکنواخت‌تر، ریزتر شده و مورفولوژی‌شان به حالت شبه‌کروی تغییر می‌یابد. با افزایش دمای هم‌زدن از ۵۸۰ به ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد اندازه متوسط ذرات سیلیسیم اولیه به ۴۷ میکرومتر کاهش یافته و فاکتور شکل آن به ۰/۶۹ می‌رسد. کروی شدن ذرات در طول فرایند هم‌زدن نیمه‌جامد نیز می‌تواند به دلیل کاهش انرژی سطحی آن‌ها باشد. کروی شدن ذرات توسط فرایند نفوذ کنترل می‌شود به این صورت که با افزایش دما نرخ نفوذ افزایش می‌یابد. به همین دلیل با افزایش دمای هم‌زدن نرخ نفوذ و میزان کروییت افزایش یافته و در نتیجه میزان کاهش انرژی سیستم بیشتر می‌شود [۳۹]. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که مورفولوژی نهایی ذرات اولیه تولید شده با فرایند نیمه‌جامد با پایداری فصل‌مشترک آن‌ها در طول رشد کنترل می‌شود [۴۰]. همچنین می‌توان بیان کرد که نیرو محرکه برای تکامل ساختار در حین فرایند هم‌زدن کاهش انرژی فصل‌مشترک بین جامد و مذاب است. به همین دلیل ذرات برای کاهش انرژی سیستم در حین فرایند هم‌زدن رشد کرده یا کروی می‌شوند [۳۹، ۱۵].

$$H = H_0 + K_H d^{-\frac{1}{2}} \quad (3)$$

$$\Delta\sigma \propto V_f^{\frac{1}{2}} / r \quad (4)$$

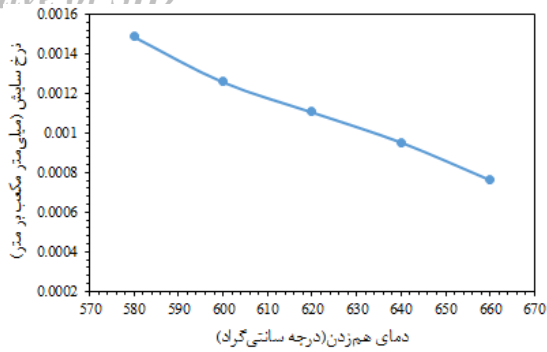


شکل ۶- منحنی تغییرات سختی بر حسب دمای هم‌زدن

شکل (۶)، نتایج سختی‌سنجی بر اساس دماهای مختلف هم‌زدن را نشان می‌دهد. با افزایش دمای هم‌زدن و یا کاهش کسر جامد، میزان سختی در آلیاژ افزایش می‌یابد. مقدار سختی نمونه ریختگی ۶۰ برینل است. اما این مقدار در دمای هم‌زدن ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد، به ۷۶ برینل می‌رسد. افزایش سختی در دماهای هم‌زدن بالا با مقادیر کسر جامد پایین‌تر ناشی از اصلاح مورفولوژی سیلیسیم اولیه، توزیع یکنواخت و کاهش اندازه آن است. همچنین کاهش سختی به دلیل آگلومره شدن ذرات سیلیسیم اولیه در دماهای هم‌زدن پایین است. این تفاوت در مقدار سختی به دلیل تنوع در اندازه و مورفولوژی سیلیسیم اولیه در ساختارهای موردنظر است. زیرا براساس گزارشات، می‌توان اثر

۳-۳- اندازه‌گیری میزان سختی

شکل (۶)، نتایج سختی‌سنجی بر اساس دماهای مختلف هم‌زدن را نشان می‌دهد. با افزایش دمای هم‌زدن و یا کاهش کسر جامد، میزان سختی در آلیاژ افزایش می‌یابد. مقدار سختی نمونه ریختگی ۶۰ برینل است. اما این مقدار در دمای هم‌زدن ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد، به ۷۶ برینل می‌رسد. افزایش سختی در دماهای هم‌زدن بالا با مقادیر کسر جامد پایین‌تر ناشی از اصلاح مورفولوژی سیلیسیم اولیه، توزیع یکنواخت و کاهش اندازه آن است. همچنین کاهش سختی به دلیل آگلومره شدن ذرات سیلیسیم اولیه در دماهای هم‌زدن پایین است. این تفاوت در مقدار سختی به دلیل تنوع در اندازه و مورفولوژی سیلیسیم اولیه در ساختارهای موردنظر است. زیرا براساس گزارشات، می‌توان اثر



شکل ۷- منحنی تغییرات نرخ سایش بر حسب دمای هم‌زدن

۳-۴-۲- ضریب اصطکاک

ضریب اصطکاک عامل دیگری است که بیانگر میزان مقاومت به سایش ماده است [۴۴]. شکل (۸)، نمودار تغییرات ضریب اصطکاک در طول مسافت لغزش ۱۰۰۰ متر برای نمونه‌های آلیاژ ریخته‌گی و آلیاژ نیمه‌جامد در دماهای مختلف هم‌زدن را نشان می‌دهد. در شکل (۸) مشاهده می‌شود که ابتدا ضریب اصطکاک با شیب تندی افزایش می‌یابد و سپس به مقدار تقریباً ثابتی می‌رسد. زیرا در شروع آزمایش به دلیل وجود پستی و بلندی‌های روی سطوح، نمونه به‌طور کامل با سطح ساینده در تماس نیست و به دلیل کاهش سطح تماس، فشار بیش‌تری به نقاط تماس اعمال می‌شود [۱۹]. همچنین اعمال نیرو بر سطح جسم حین آزمایش، می‌تواند موجب افزایش دما و به دنبال آن افزایش ضریب اصطکاک شود [۵۱، ۱۹]. از سوی دیگر اندرکنش پستی و بلندی‌هایی که روی دو سطوح نمونه و دیسک ساینده قرار دارد موجب افزایش ضریب اصطکاک در نمونه می‌شود. در ادامه فرایند سایش احتمالاً به دلیل تشکیل لایه‌های اکسیدی و کاهش اندرکنش پستی و بلندی‌های روی سطوح از افزایش بیش‌تر ضریب اصطکاک جلوگیری شده و تغییرات آن به مقدار ثابتی می‌رسد. همان‌طور که در شکل (۸) مشاهده می‌شود که با افزایش دمای هم‌زدن، ضریب اصطکاک در طول سایش نمونه کاهش می‌یابد. این امر به دلیل اصلاح ساختار و توزیع یکنواخت ذرات ریز سیلیسیم اولیه است.

شکل (۹)، رابطه ضریب اصطکاک متوسط آلیاژ با دماهای مختلف هم‌زدن را نشان می‌دهد. ضریب اصطکاک متوسط نمونه ریخته‌گی برابر با ۰/۴۱ است. حداقل مقدار ضریب اصطکاک در نمونه‌های نیمه جامد مربوط به دمای هم‌زدن ۶۶۰ درجه‌سانتی‌گراد به مقدار ۰/۳ است. همچنین کاهش دمای هم‌زدن آلیاژ موجب افزایش ضریب اصطکاک متوسط می‌شود. بیشترین مقدار ضریب اصطکاک به میزان ۰/۵۲ مربوط به نمونه هم‌زده شده در دمای ۵۸۰ درجه‌سانتی‌گراد است که این امر به دلیل افزایش اندازه ذرات سیلیسیم اولیه و توزیع غیریکنواخت آن است. با افزایش دمای هم‌زدن، نمودار ضریب اصطکاک متوسط رفتار مشابهی با

۳-۴-۳- بررسی خواص سایشی

۴-۱-۳- نرخ سایش

مشخصه‌های ریزساختاری مانند مورفولوژی، اندازه و توزیع ذرات سخت، تاثیری زیادی بر مقاومت به سایش آلیاژها دارند [۱۶]. بررسی‌ها نشان می‌دهد که اندازه و مورفولوژی سیلیسیم اولیه نقش تعیین‌کننده‌ای در رفتار سایشی آلیاژهای Al-Si هایدروترتیک دارد [۴۵، ۴۴]. شکل (۷)، نتایج آزمایش سایش برای آلیاژ مورد نظر در دماهای مختلف هم‌زدن را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود، با افزایش دمای هم‌زدن نرخ سایش آلیاژ کم‌تر می‌شود. نرخ سایش نمونه ریخته‌گی ۰/۰۱۳ میلی‌متر مکعب بر متر است. با افزایش دمای هم‌زدن به ۶۶۰ درجه‌سانتی‌گراد در نمونه تولید شده با فرایند نیمه‌جامد، نرخ سایش به ۰/۰۰۸ میلی‌متر مکعب بر متر کاهش می‌یابد. افزایش مقاومت به سایش آلیاژ با افزایش دمای هم‌زدن به دلیل کاهش اندازه ذرات سیلیسیم اولیه، کروی شدن و توزیع همگن آن است. همچنین با کاهش دمای هم‌زدن و آگلومره شدن ذرات سیلیسیم اولیه، افزایش نرخ سایش مشاهده شد. نتایج به‌دست‌آمده می‌تواند به دلیل تغییر شکل شدید زمینه آلومینیم در اطراف سیلیسیم‌ها در طول سایش باشد. زیرا تمرکز تنش حاصل از این تغییر شکل موضعی وابستگی شدیدی به اندازه ذرات سیلیسیم دارد [۴۶]. ذرات ریز و اصلاح شده سیلیسیم اولیه پیوند قوی‌تری با زمینه آلومینیم برقرار می‌کنند. این امر موجب کاهش تمرکز تنش در فصل مشترک سیلیسیم با زمینه شده و نیز از شروع و پیشروی ترک جلوگیری می‌کند. بنابراین این زمینه سخت و تقویت یافته مانع تغییر شکل پلاستیک و سایش در سطح ماده شده و مقاومت به سایش ماده را افزایش می‌دهد [۴۲]. با افزایش در اندازه سیلیسیم اولیه و آگلومره شدن آن، میزان جدایش و مساحت خالی از سیلیسیم بیشتر خواهد شد و فشار آزمایش در یک سطح معین از نمونه توسط ذرات کمتری تحمل می‌شود. بنابراین در آلیاژی که ذرات سیلیسیم اولیه درشت‌ترند، عمق نفوذ بیش‌تر است و در حین آزمایش سایش مقدار ماده بیش‌تری از آلیاژ جدا می‌شود [۴۵، ۴۲].

در این پژوهش مشاهده شد که نرخ سایش با سختی رابطه معکوسی دارد که این نتیجه با مشاهدات سایر محققین [۴۷-۵۰] مطابقت دارد. این امر نشان می‌دهد که رفتار سایشی مواد می‌تواند به سختی و ویژگی‌های ریزساختاری وابسته باشد. ذرات ریز و اصلاح شده سیلیسیم اولیه با توزیع یکنواخت موجب تقویت زمینه و افزایش سختی می‌شوند. به همین دلیل مانع جدایش ماده از آلیاژ در طی فرایند سایش شده و مقاومت به سایش ماده را افزایش می‌دهد. این مشاهدات با نظرات محققانی مانند کری و چاندرا [۵۱] سازگاری دارد.

Archive of SID

شیارهای نسبتاً عمیقی وجود دارد که نشان‌دهنده سایش خراشان است. همچنین حفرات و گودال‌های عمیقی مشاهده می‌شود که ناشی از مکانیزم سایش چسبان است. این مکانیزم در اثر تشکیل و شکست فاز جامد جوش‌خورده و انتقال ماده از یک سطح به سطح دیگر در طی فرایند سایش اتفاق می‌افتد [۵۱]. این موارد احتمالاً به دلیل وجود ذرات درشت و نامنظم سیلیسیم اولیه و سختی پایین آلیاژ ریختگی است. شکل (۱۰-ب) سطح سایش آلیاژ تولید شده به روش نیمه‌جامد در دمای هم‌زدن ۵۸۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. در سطح این آلیاژ گودال‌ها و کندگی‌های عمیق و زیادی وجود دارد که نشان می‌دهد مکانیزم سایش چسبان با شدت زیادی اتفاق افتاده است.

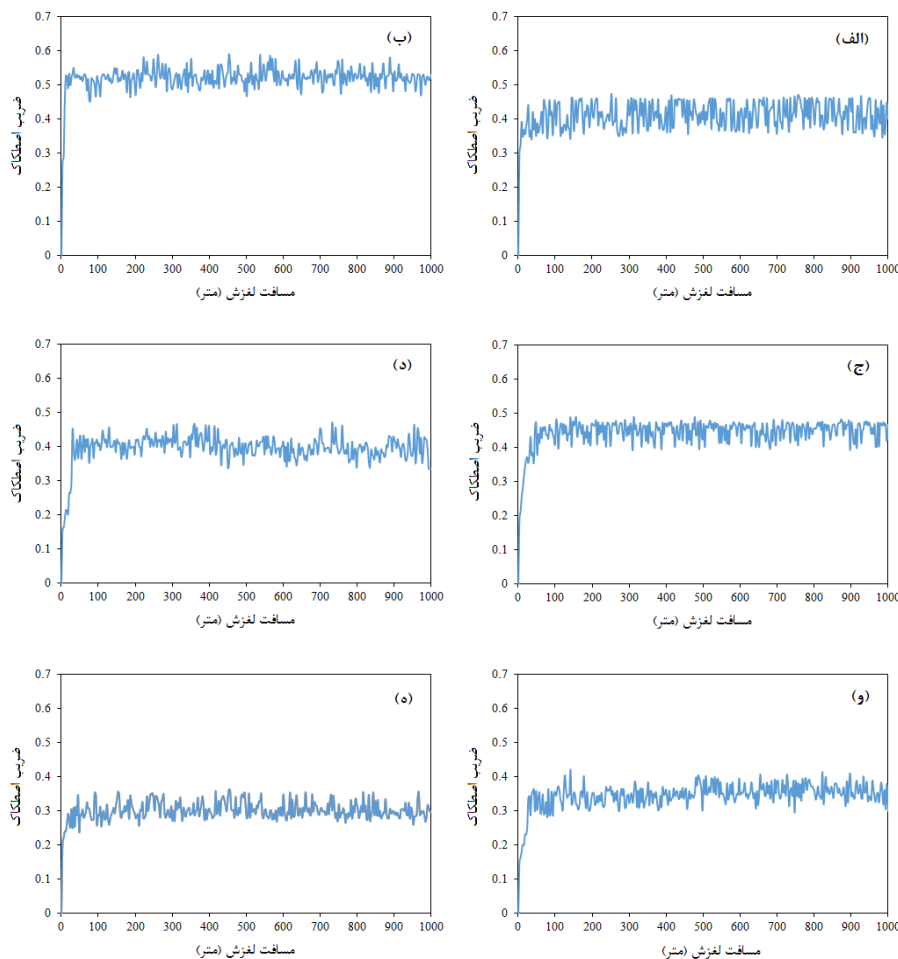
در این آلیاژ، مکانیزم غالب حین سایش، چسبان است و میزان سایش خراشان کم‌تر است. این امر می‌تواند ناشی از وجود ذرات درشت و آگلومره شده سیلیسیم اولیه با توزیع غیریکنواخت و همچنین سختی بسیار پایین آلیاژ باشد چرا که ذرات درشت سیلیسیم اولیه نمی‌تواند پیوند قوی و سخت با زمینه داشته باشد.

نمودار نرخ سایش دارد. این امر نشان می‌دهد که ریز شدن و اصلاح مورفولوژی سیلیسیم اولیه اثر مثبتی بر خواص سایشی آلیاژ دارد.

نگوین و همکارانش [۱۹] بیان کردند که ضریب اصطکاک به ریزساختار و خواص ماده مانند سختی، استحکام کششی، استحکام برشی و محیط بستگی دارد. افزایش سختی با تغییر در مکانیزم سایش از چسبان به سایش خراشان و ضعیف‌تر موجب کاهش ضریب اصطکاک می‌شود. همچنین سختی بالاتر نمونه موجب کاهش تورق و چسبندگی آلیاژ در طول فرایند سایش می‌شود. در حقیقت سختی نمونه احتمال تشکیل اتصال بین پستی و بلندی‌های روی سطوح را کاهش داده و در نتیجه ضریب اصطکاک کم‌تر می‌شود.

۳-۴-۳- سطوح سایش

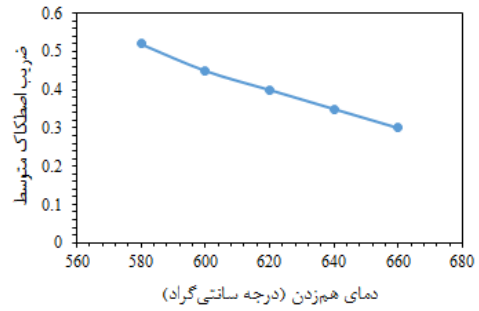
شکل (۱۰)، تصاویر میکروسکوب الکترونی روبشی سطوح سایش نمونه آلیاژ ریختگی و نمونه‌های آلیاژ تولید شده با فرایند نیمه‌جامد را نشان می‌دهد. شکل (۱۰-الف) بیانگر سطح سایش نمونه ریختگی است. روی سطح سایش این نمونه کانال‌ها و



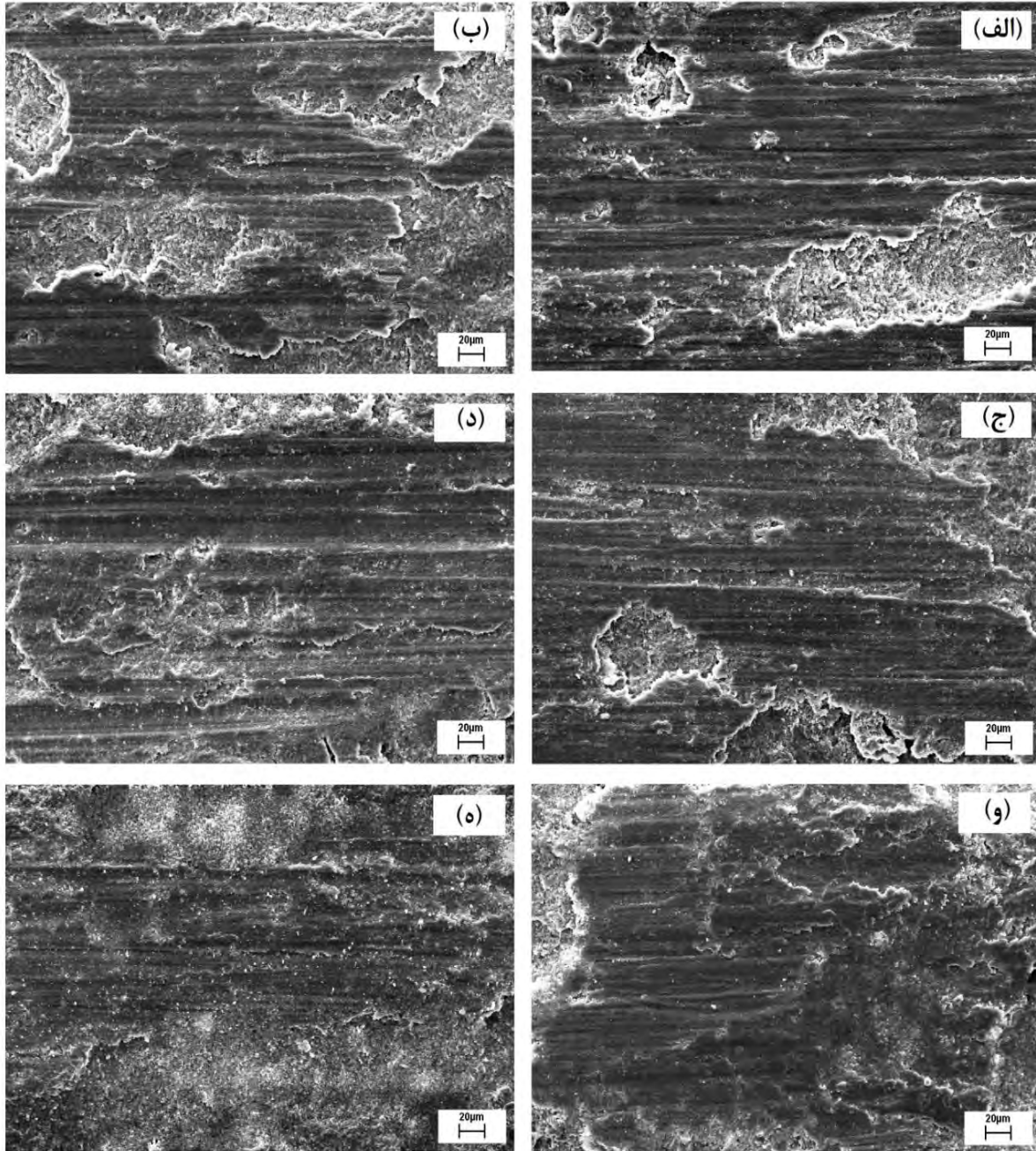
شکل ۸- (الف) منحنی تغییرات ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش برای نمونه‌ی ریختگی. برای نمونه‌های حاصل از فرایند نیمه‌جامد در دماهای مختلف هم‌زدن: (ب) ۵۸۰، (ج) ۶۰۰، (د) ۶۲۰، (و) ۶۴۰، (ه) ۶۶۰ درجه‌سانتی‌گراد.

Archive of SID

بنابراین این ذرات درشت حین سایش شکسته و از سطح آلیاژ جدا شده و موجب ایجاد گودال و حفرات بر روی سطح آلیاژ می‌شوند. به‌همین دلیل در آلیاژهای Al-Si هایپرئوتکتیک اصلاح‌شده نسبت به آلیاژهای اصلاح‌نشده عمق گودال‌ها و حفرات روی سطوح سایش کم‌تر است [۴۴].



شکل ۹- منحنی تغییرات ضریب اصطکاک متوسط بر حسب دمای هم‌زدن



شکل ۱۰- (الف) تصاویر سطوح سایش با میکروسکوپ الکترونی روبشی برای نمونه‌ی ریختگی. برای نمونه‌های حاصل از فرایند نیمه‌جامد در دماهای مختلف هم‌زدن: (ب) ۵۸۰، (ج) ۶۰۰، (د) ۶۲۰، (و) ۶۴۰، (ه) ۶۶۰ درجه‌سانتی‌گراد.

Archive of SID

اولیه است. همچنین کاهش سختی در دمای همزدن پایین به دلیل آگلومره شدن ذرات سیلیسیم اولیه است.

۳- ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد، دمای مطلوب برای اصلاح ساختار و دست‌یابی به سختی حداکثر ۷۶ برینل است. همچنین در این دما، کم‌ترین میزان سایش مشاهده شد.

۴- نرخ سایش آلیاژ ریختگی ۰/۰۰۱۳ میلی‌متر مکعب بر متر است، اما نرخ سایش آلیاژ تولیدشده با فرایند نیمه‌جامد با افزایش دمای همزدن کاهش و به ۰/۰۰۰۸ میلی‌متر مکعب بر متر می‌رسد.

۵- اصلاح، ریزش و توزیع یکنواخت ذرات سیلیسیم اولیه با افزایش دمای همزدن موجب کاهش ضریب اصطکاک متوسط به مقدار ۰/۳ می‌شود. همچنین موجب تغییر مکانیزم سایش از چسبان به خراشان می‌شود.

۶- با افزایش دمای همزدن از ۵۸۰ به ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد، اندازه متوسط ذرات سیلیسیم اولیه از ۲۹۰ به ۴۷ میکرومتر کاهش یافته و فاکتور شکل آن از ۰/۲۲ به ۰/۶۹ می‌رسد.

مراجع

- [1] Lu D., Jiang Y., Guan G., Zhou R.F., Li Z., Zhou R., Refinement of primary Si in hypereutectic Al-Si alloy by electromagnetic stirring, *Materials Processing Technology*, 2007, 189(1) 13-18.
- [2] Zhou H., The fabrication of functional gradient hypereutectic Al-Si composites by liquid-solid separation technology, *Alloys and Compounds*, 2018, 763(1) 49-55.
- [3] Raghukiran N., Kumar R., Processing and dry sliding wear performance of spray deposited hypereutectic aluminum-silicon alloys, *Materials Processing Technology*, 2013, 213(1) 401-410.
- [4] Reddy T.V.S., Adhesive wear of stir cast hypereutectic Al-Si-Mg alloy under reciprocating sliding conditions, *wear*, 2009, 266(1), 1-5.
- [5] Zuo Y.B., Modification of a hypereutectic aluminium silicon alloy under the influence of intensive melt shearing, *Materials Science Forum*, 2013, 765(1) 140-144.
- [6] Jiao X.Y., Characterization of high-pressure die-cast hypereutectic Al-Si alloys based on microstructural distribution and fracture morphology, *Materials Science and Technology*, 2019, 35(6) 1099-1107.
- [7] Wang Z., On the growth mechanism of the primary silicon particle in a hypereutectic Al-20wt%Si alloy using synchrotron X-ray tomography, *Materials and Design*, 2018, 137(1) 176-183.
- [8] Zhang Y., Enhanced nucleation of primary silicon in Al-20Si (wt%) alloy inoculated with Al-10Si-2Fe master alloy, *Materials Letters*, 2014, 123(1) 224-228.
- [9] Rao A.G., Deshmukh V.P., Prabhu N., Kashyap B.P., Ductilizing of a brittle as-cast hypereutectic Al-Si alloy by friction stir processing, *Materials Letters*, 2015, 159(1) 417-419.
- [10] Ramadan M., Fathy N., Solidification microstructure of rheocast hyper-eutectic Al-18Si alloy, *Metallurgical Engineering*, 2013, 2(4) 149-154.
- [11] Jeon J.H., Si phase modification on the elevated temperature mechanical properties of Al-Si hypereutectic

به‌طور کلی، گزارش‌ها نشان داده است که مکانیزم سایش چسبان در سطوح سایش آلیاژهای اصلاح نشده ممکن است به دلیل: ۱- وجود ذرات درشت سیلیسیم اولیه، ۲- سختی پایین‌تر [۴۲]، ۳- هدایت حرارتی پایین‌تر ماده و به‌دنبال آن افزایش دما در سطح سایش و تغییر شکل بیش‌تر پستی و بلندی‌های موجود در سطح باشد [۴۲، ۴]. مشاهدات محققین این پژوهش نیز بیان‌گر تاثیرگذاری اندازه ذرات سیلیسیم اولیه و سختی آلیاژ بر فرایند سایش چسبان است.

در شکل (۱۰-ج) که مربوط به نمونه همزده در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد است، عمق شیارها و میزان سایش چسبان کم‌تر است. همچنین عمق گودال‌ها و حفرات کاهش یافته است. زیرا عمدتاً در مواد با سختی بالاتر مکانیزم سایش خراشان بیش‌تر اتفاق می‌افتد و تمایل به سایش چسبان کم‌تر می‌شود. همچنین در مکانیزم سایش خراشان، جداشدن ماده از سطح آلیاژ با برش‌های ریز و شیارها صورت می‌گیرد، و هرچه سختی آلیاژ بیش‌تر باشد عمق شیارها کم‌تر خواهد بود [۴۲].

در شکل (۱۰-ه) که مربوط به نمونه همزده در دمای ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد است، مکانیزم غالب، سایش خراشان است و عمق شیارها بسیار کم است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با اصلاح مورفولوژی سیلیسیم اولیه، کاهش اندازه و توزیع یکنواخت آن مکانیزم سایش ملایم‌تر شده است. زیرا ذرات ریز و کروی، پیوستگی و پیوند قوی‌تری با زمینه دارند. که این امر موجب کاهش تنش و مقاومت در برابر جدا شدن ماده در حین سایش می‌شود.

بنابراین در این پژوهش نیز مشابه نتایج پژوهشگران دیگر در زمینه سایش، ریزساختار و خواصی مانند سختی بر مقاومت به سایش آلیاژ و نوع مکانیزم سایش بسیار تاثیرگذار بود. همچنین اصلاح مورفولوژی سیلیسیم اولیه موجب افزایش سختی، کاهش نرخ سایش و ضریب اصطکاک می‌شود. این موارد با بررسی سطوح سایش آلیاژ مذکور قابل استنتاج است.

۴- نتیجه‌گیری

در بررسی حاضر اثر دمای همزدن بر ریزساختار، سختی و رفتار سایشی آلیاژ Al-20%Si تهیه شده با فرایند نیمه‌جامد مطالعه شده و نتایج حاصل از آن به شرح زیر است:

۱- با افزایش دمای همزدن یا کاهش کسر جامد ذرات سیلیسیم اولیه ریزتر شده و توزیع‌شان یکنواخت‌تر می‌شود.

۲- افزایش سختی در دمای همزدن بالا ناشی از اصلاح مورفولوژی، توزیع یکنواخت و کاهش اندازه ذرات سیلیسیم

- [28] Fredriksson H., Akerlind U., Solidification and Crystallization Processing in Metals and Alloys, John Wiley and Sons, 2012.
- [29] Pola A., Microstructure and properties of semi-solid aluminum alloys, *Metals*, 2018, 8(3) 181-198.
- [30] Dao V., Zhao S., Lin W., Zhang C., Effect of process parameters on microstructure and mechanical properties in AlSi9Mg connecting-rod fabricated by semi-solid squeeze casting, *Materials Science and Engineering A*, 2012, 558(1) 95-102.
- [31] Barekar N.S., Dhindaw B.K., Fan Z., Improvement in silicon morphology and mechanical properties of Al-17Si alloy by melt conditioning shear technology, *Cast Metals Research*, 2010, 23(4) 225-230.
- [32] Hu X.G., Zhu Q., Lu H.X., Zhang F., Li D.Q., Midson S.P., Microstructural evolution and thixoformability of semi-solid aluminum 319s alloy during re-melting, *Alloys and Compounds*, 2015, 649(1) 204-210.
- [33] Fu J., Influencing factors of the coarsening behaviors for 7075 aluminum alloy in the semi-solid state, *Materials Science*, 2018, 53(13) 9790-9805.
- [34] Kund N.K., Effect of tilted plate vibration on solidification and microstructural and mechanical properties of semisolid cast and heat-treated A356 Al alloy, *Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 97(5-8) 1617-1626.
- [35] Shahani A.J., Ostwald ripening of faceted Si particles in an Al-Si-Cu melt, *Materials Science and Engineering A*, 2016, 673(1) 307-320.
- [36] Atkinson H.V., Liu D., Microstructural coarsening of semi-solid aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2008, 496(1) 439-446.
- [37] Li M., Solidification behavior of 6061 wrought aluminum alloy during rheo-diecasting process with self-inoculation method, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(1) 879-889.
- [38] Masoumi F., Jahazi M., Shahriari D., Cormier J., Coarsening and dissolution of g_0 precipitates during solution treatment of AD730™ Ni-based superalloy: Mechanisms and kinetics models, *Alloys and Compounds*, 2016, 658(1) 981-995.
- [39] Paray F., Modification-a parameter to consider in the heat treatment of Al-Si alloys, *Cast Metals*, 1993, 5(4) 187-198.
- [40] Reisi M., Niroumand B., Effects of stirring parameters on rheocast structure of Al-7.1wt.%Si alloy, *Alloys and Compounds*, 2009, 470(1) 413-419.
- [41] Kaya H., Cadirli E., Boyuk U., Marasli N., Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al based alloys, *Applied Surface Science*, 2008, 255(1) 3071-3078.
- [42] Liu G., Li G., Cai A., Chen Z., The influence of Strontium addition on wear properties of Al-20 wt% Si alloys under dry reciprocating sliding condition, *Materials and Design*, 2011, 32(1) 121-126.
- [43] Hosford W.F., *Mechanical Behavior of Materials*, Cambridge University Press, 2009.
- [44] Shi W.X., Gao B., Tu G.F., Li S.W., Effect of Nd on microstructure and wear resistance of hypereutectic Al-20%Si alloy, *Alloys and Compounds*, 2010, 508(1) 480-485.
- [45] Vijeesh V., Narayan Prabhu K., Review of microstructure evolution in hypereutectic Al-Si alloys and its effect on wear properties, *Transactions of the Indian Institute Metals*, 2014, 67(1) 1-18.
- [46] Wang F., Ma Y., Zhang Z., Cui X., Jin Y., A comparison of the sliding wear behavior of a hypereutectic Al-Si alloy prepared by spray-deposition and conventional casting methods, *Wear*, 2004, 256(1) 342-345.
- alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2019, 748(1) 367-370.
- [۱۲] رنجبرپور ح.، تاثیر دمای ذوب‌ریزی و گرمایش مجدد بر ریزساختار بر خواص سایشی آلیاژ A390 در ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۶، (۱) ۳۷-۴۶.
- [13] Ma P., Wei Z.J., Jia Y.D., Zou C.M., Scudino S., Prashanth K.G., Yu Z.S., Yang S.L., Li C.G., Eckert J., Effect of high pressure solidification on tensile properties and strengthening mechanisms of Al-20Si, *Alloys and Compounds*, 2016, 688(1) 88-93.
- [14] Choi H., Konishi H., Li X., Al₂O₃ nanoparticles induced simultaneous refinement and modification of primary and eutectic Si particles in hypereutectic Al-20Si alloy, *Materials Science and Engineering A*, 2012, 541(1) 159-165.
- [15] Chen H.I., Chen J.C., Liao J.J., The influence of shearing conditions on the rheology of semi-solid magnesium alloy, *Materials Science and Engineering A*, 2008, 487(1) 114-119.
- [16] Thuong N.V., Zuhailawati H., Seman A.A., Huy T.D., Dhindaw B.K., Microstructural evolution and wear characteristics of equal channel angular pressing processed semi-solid-cast hypoeutectic aluminum alloys, *Materials and Design*, 2015, 67(1) 448-456.
- [17] Liu Z., Mao W., Liu X., Effect of pouring temperature on fractal dimension of primary phase morphology in semi-solid A356 alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009, 19(1) 1098-1103.
- [۱۸] راکي ن.، بررسی عاملی روش ریخته‌گری سطح شیب‌دار خنک‌شونده بر ریزساختار و مقادیر سختی آلیاژ آلومینیم A380، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۷، (۲) ۱۰۹-۱۲۱.
- [19] Nguyen V.T., Zuhailawati H., Anasyida A.S., Microstructural evolution and wear characteristics of equal channel angular pressing processed semi-solid-cast hypoeutectic aluminum alloys, *Materials and Design*, 2015, 67(1) 448-456.
- [20] Mao W.M., Preparation of semi-solid A390 aluminum alloy slurry through a serpentine pouring channel, *Solid State Phenomena*, 2019, 285(1) 169-175.
- [21] Hu Z.H., Wu G.H., Xu J., Mo W.F., Li Y.L., Liu W.C., Zhang L., Dry wear behavior of rheo-casting Al-16Si-4Cu-0.5Mg alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(1) 2818-2829.
- [22] Lashkari O., Ajersch F., Charette A., Chen X.G., Microstructure and rheological behavior of hypereutectic semi-solid Al-Si alloy under low shear rates compression test, *Materials Science and Engineering A*, 2008, 492(1) 377-382.
- [23] Sukumaran K., Pai B.C., Chakraborty M., The effect of isothermal mechanical stirring on an Al-Si alloy in the semisolid condition, *Materials Science and Engineering A*, 2004, 369(1) 275-283.
- [24] Tzimas E., Zavaliangos A., Evaluation of volume fraction of solid in alloys formed by semisolid processing, *Materials Science*, 2000, 35(1) 5319-5329.
- [25] Carlson K.D., Beckermann C., Determination of solid fraction-temperature relation and latent heat using full scale casting experiments: application to corrosion resistant steels and nickel based alloys, *Cast Metals Research*, 2012, 25(2) 75-92.
- [26] Jeng S.C., Chen S.W., The solidification characteristics of 6061 and A356 aluminum alloys and their ceramic particle-reinforced composites, *Acta Materialia*, 1997, 45(1) 4887-4899.
- [27] Chen S.W., Jeng S.C., Determination of the solidification curves of commercial aluminum alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, 27(9) 2722-2726.

- synthesized by friction stir processing, *Materials Characterization*, 2016, 18(1) 149-158.
- [50] Kumar S., Tensile and wear behaviour of in situ Al-7Si/TiB₂ particulate composites, *wear*, 2008, 265(1) 134-142.
- [51] Kori S.A., Chandrashekharaiah T.M., Studies on the dry sliding wear behaviour of hypoeutectic and eutectic Al-Si alloys, *Wear*, 2007, 263(1) 745-755.
- [47] Li R., Effect of squeeze casting on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-xSi alloys, *Materials science and technology*, 2017, 33(4) 404-410.
- [48] Hosseini N., Karimzadeh F., Abbasi M.H., Enayati M.H., Tribological properties of Al6061-Al₂O₃ nanocomposite prepared by milling and hot pressing, *Materials and Design*, 2010, 31(10) 4777-4785.
- [49] Dinaharan L., Materials characterization microstructure and wear characterization of aluminum matrix composites reinforced with industrial waste fly ash particulates



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Effect of Stirring Temperature on the Morphology of Primary Si Particles, Hardness and Wear Behavior of Al-20wt.%Si Alloy Prepared by Semi-Solid Stir Casting

Faezeh Taherimanesh¹, Bahman Korojy^{2*}, Mohammad Hasan Daneshifar³

1. MSc Student of Materials Engineering, 2. Assistant Professor,

Department of Materials and Polymer Engineering, Faculty of Engineering, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, P.O. Box 397, Iran.

* Corresponding Author: P.O. Box 397, Sabzevar, Razavi Khorasan, Iran. Tel: +98 51 44012775, bkorojy@hsu.ac.ir

Received: 6 July 2019
Accepted: 20 October 2019

Abstract:

Properties of hypereutectic Al-Si alloys depend on the size and morphology of primary Si particles. Different methods were developed to modify the morphology of primary Si particles including semi solid processes. In the present study, mechanical stirring, as a semi solid technique, was used to prepare the samples. Isothermal stirring was carried out for 10 minutes with 1600 rpm at five different temperatures. Microstructural analysis revealed that the morphology and distribution of the primary Si particles were by increasing the stirring temperature. The most prominent microstructure was achieved by stirring at 660°C, the highest temperature used for stirring. With decreasing the stirring temperature, and increasing the solid fraction, the extent of agglomeration of primary Si particles increased. This in turn causes very large Si particles to form which distributed non-uniformly in the microstructure. It was also observed that the hardness of the stir cast samples depends on the stirring temperature, morphology and distribution of primary Si particles. By increasing the stirring temperature hardness increases from 54 to 76 HB and wear rate decreased from 0.0015 to 0.0008 mm³/m as a result of the refinement and uniform distribution of primary Si particles.

Keywords:

Primary Si particles
Al-Si Alloys
Semi-Solid Casting,
Hardness
Wear.

Please cite this article using:

Faezeh Taherimanesh, Bahman Korojy, Mohammad Hasan Daneshifar, Effect of Stirring Temperature on the Morphology of Primary Si Particles, Hardness and Wear Behavior of Al-20wt.%Si Alloy Prepared by Semi-Solid Stir Casting, in Persian, *Founding Research Journal*, 2019, 3(3) 151-162.

DOI: 10.22034/fj.2019.192941.1093

Journal homepage: www.foundingjournal.ir