



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی تاثیر سیلیسیم بر قابلیت ریخته‌گری آلیاژهای Al-Cu-Si

محمد مصطفوی^۱، مصطفی جعفرزادگان^۲، رضا تقی‌آبادی^{۳*}

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین

۲- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین

۳- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۲۸-۳۳۹۰۱۱۴۳، کد پستی: ۹۶۸۱۸-۳۴۱۴۸، Email: taghiabadi@ikiu.ac.ir

چکیده:

در این تحقیق، اثر افزودن مقادیر مختلف سیلیسیم (۱، ۲، ۳ و ۵ درصد وزنی) بر ریزساختار و قابلیت ریخته‌گری آلیاژهای هیپوپوتکتیک Al-4.5Cu-Si مورد بررسی قرار گرفته است. بر اساس نتایج به دست آمده، افزودن سیلیسیم موجب افزایش ابعاد و کسر حجمی تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک در ساختار آلیاژ می‌شود. افزودن سیلیسیم همچنین موجب بهبود سیالیت ریخته‌گری، کاهش میزان تخلخل‌های ساختاری و ارتقای مقاومت آلیاژ در مقابل پارگی گرم می‌شود. نتایج آزمون ریخته‌گری میله محدود حاکی از آن است که شاخص حساسیت به پارگی گرم آلیاژ پس از افزودن ۱، ۳ و ۵ درصد وزنی سیلیسیم به ترتیب حدود ۴۸، ۷۸ و ۸۸ درصد کاهش می‌یابد. در توافق با نتایج آزمون پارگی گرم، حضور گسترده بازوهای دندریتی و تخلخل‌های انقباضی بر روی سطح شکست پارگی گرم آلیاژ A206 حاکی از توانایی اندک مذاب این آلیاژ در تغذیه انقباضات انجمادی و ترمیم ترک‌های گرم ایجاد شده است. با افزایش غلظت سیلیسیم میزان تخلخل‌های انقباضی روی سطح شکست پارگی گرم کاهش یافته و به واسطه افزایش سیالیت و میزان فاز یوتکتیک سه تایی Al-Si-Cu و در نتیجه بهبود شرایط تغذیه و ترمیم ترک‌های گرم شکل گرفته هنگام انجماد، میزان دندریت‌های آزاد بر روی سطح تا حد چشم‌گیری کاهش می‌یابد و فضای مابین دندریت‌ها به نحو موثری توسط مذاب تغذیه می‌شود. با این حال در نمونه حاوی ۵ درصد وزنی سیلیسیم، میزان ذرات سیلیسیم یوتکتیک روی سطح شکست افزایش یافته و علائم شکست ترد روی سطح شکست پارگی گرم پدیدار می‌شود.

دریافت: ۱۳۹۹/۰۶/۱۵

پذیرش: ۱۳۹۹/۱۱/۱۲

واژه‌های کلیدی:

آلیاژ A206،

سیلیسیم،

قابلیت ریخته‌گری،

پارگی گرم،

سیالیت.

ارجاع به این مقاله:

محمد مصطفوی، مصطفی جعفرزادگان، رضا تقی‌آبادی، بررسی تاثیر سیلیسیم بر قابلیت ریخته‌گری آلیاژهای Al-Cu-Si، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، زمستان، ۱۳۹۹، جلد ۴، شماره ۴، صفحات ۲۱۵-۲۲۶.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2021.246789.1128

۱- مقدمه

تخلخل‌های انقباضی بوده و قابلیت ریخته‌گری بسیار ضعیفی دارند (به ویژه در تولید قطعات به روش قالب دائمی) [۱ و ۳]. «سیالیت» و «حساسیت به پارگی گرم» از مهمترین معیارهای تعیین‌کننده قابلیت ریخته‌گری آلیاژها هستند. در ریخته‌گری سیالیت را می‌توان به صورت «فاصله پیموده شده توسط مذاب در یک مسیر مشخص با سطح مقطع ثابت پیش از آنکه با آغاز انجماد متوقف شود» تعریف نمود [۴]. مهمترین پارامترهای

آلیاژهای هیپوپوتکتیک Al-Cu به دلیل قابلیت عملیات حرارتی، استحکام ویژه و انعطاف‌پذیری بالا، چقرمگی قابل توجه، قابلیت ماشینکاری بسیار خوب و بالا بودن استحکام خستگی کم چرخه، اهمیت صنعتی بسیار زیادی دارند و به طور گسترده‌ای برای تولید قطعات مورد استفاده در صنایع خودروسازی و هوافضا استفاده می‌شوند [۱ و ۲]. با این حال، این آلیاژها به سبب دامنه انجماد نسبتاً وسیع، مستعد به ایجاد

¹ Hot tearing sensitivity

سیلیسیم و همچنین میزان تخلخل در ساختار، موجب افت خواص مکانیکی و افزایش حساسیت به پارگی گرم می‌شود. تاثیر مثبت سیلیسیم در کاهش تبعات منفی ناخالصی آهن بر خواص مکانیکی و مقاومت به پارگی گرم آلیاژ ۲۰۶ آلومینیم توسط کاماگا^۵ [۱۹ و ۱۸]، لیو^۶ [۲۰] و الگالاد^۷ [۲۱] نیز اثبات شده است. کانگ^۸ و همکاران تاثیر مقادیر مختلف مس (۳/۵، ۴/۵ و ۵/۵ درصد وزنی) و سیلیسیم (۰، ۱/۵ و ۳ درصد وزنی) را بر خواص مکانیکی و حساسیت به پارگی گرم آلیاژهای Al-Cu-Si مورد بررسی قرار داده‌اند [۲۲]. در تحقیق ایشان نشان داده شد که در یک مقدار مس معین، افزایش غلظت سیلیسیم تا ۱/۵ درصد وزنی ضمن افزایش سیالیت موجب بهبود مقاومت به پارگی گرم آلیاژ می‌شود اما افزودن مقادیر بیشتر سیلیسیم به واسطه افزایش کسر حجمی ذرات سیلیسیم یوتکتیک در ساختار، موجب افت سیالیت می‌شود. لمیکوس^۹ و همکاران نیز تاثیر مثبت افزودن سیلیسیم (تا ۱/۲ درصد وزنی) را بر قابلیت ریخته‌گری آلیاژهای ۲۰۶ آلومینیم ریخته‌گری شده به روش ریخته‌گری نیمه جامد-نیمه مایع اثبات نمودند [۲۳]. همچنین در تحقیقی دیگر لی^{۱۰} و همکاران وی نشان دادند که افزودن سیلیسیم تا ۴ درصد وزنی موجب بهبود سیالیت و کاهش حساسیت به پارگی گرم آلیاژ Al-5Cu می‌شود [۲۴]. در صورت بررسی نتایج حاصل از مطالعات فوق می‌توان دریافت که در بسیاری از آن‌ها، احتمالاً به دلیل اثرات نامطلوب افزایش غلظت سیلیسیم بر خواص کششی آلیاژ، تاثیر افزودن سیلیسیم تا حدود ۱/۵ درصد وزنی مورد بررسی قرار گرفته است و در محدود تحقیقات انجام شده در غلظت‌های بالاتر سیلیسیم، نتایج عمدتاً به صورت کمی و بدون ارائه مکانیزم معین برای تغییرات مشاهده شده در مشخصات ریخته‌گری/پارگی گرم آلیاژ، ارائه شده‌اند. همچنین در تحقیقات مکانیزم محور، تاثیر سیلیسیم (و/یا منگنز) بر مقاومت به پارگی گرم آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Cu حاوی ناخالصی آهن مورد بررسی قرار گرفته است. بر این اساس در تحقیق حاضر سعی شده است تاثیر افزایش غلظت این عنصر تا ۵ درصد وزنی بر سیالیت و مقاومت به پارگی گرم آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Cu مورد بررسی قرار گیرد و مکانیزم‌های حاکم بر تغییر رفتار آلیاژ طی فرایند پارگی گرم بررسی شود.

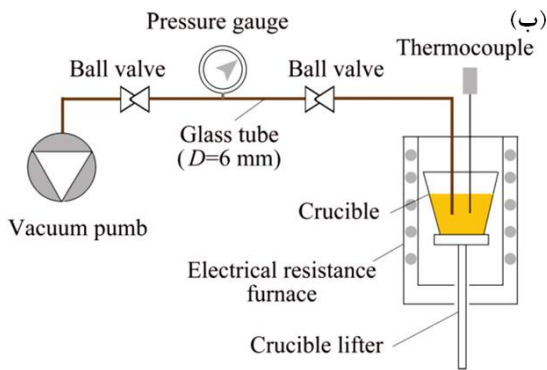
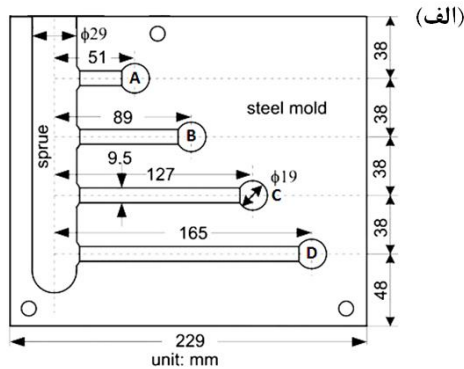
موثر بر سیالیت عبارتند از پارامترهای متالورژیکی (مانند میزان فوق‌گداز، ترکیب شیمیایی و دامنه انجماد، ریزدانه‌سازی و بهسازی شیمیایی)، مشخصات قالب (مانند نفوذپذیری حرارتی^۲، دمای پیش‌گرم و طراحی)، پارامترهای فرایند (مانند فشار فلز ایستایی و فشار وارده به مذاب هنگام بارریزی) و مکانیزم انجماد (انجماد پوسته‌ای یا انجماد خمیری) [۵ و ۴]. «پارگی گرم»، که تحت عنوان «ترک‌خوردگی حرارتی»^۳ و «شکنندگی انقباضی»^۴ نیز شناخته می‌شود [۶]، از جمله عیوب ریخته‌گری است که به واسطه تغذیه غیر موثر نواحی بین دندریتی و کرنش‌های حرارتی ناشی از انقباضات انجمادی پدید می‌آید. کرنش‌های حرارتی (انجمادی) در اثر انقباض بخش‌های منجمد شده قطعه شکل گرفته و مقدارشان با گذشت زمان تا مراحل پایانی فرایند انجماد افزایش می‌یابد. بنابراین اگر استحکام آلیاژ در دمای مورد نظر پایین باشد و/یا شرایط برای تغذیه یا ترمیم ترک‌های ایجاد شده توسط مذاب باقی‌مانده فراهم نشود، حساسیت به پارگی گرم افزایش می‌یابد [۷ و ۸]. نظر به اهمیت صنعتی آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Cu تاکنون تحقیقات زیادی در راستای بهبود قابلیت ریخته‌گری این آلیاژها انجام شده است. از جمله مهمترین مطالعات صورت پذیرفته در این زمینه می‌توان به تاثیر شکل و اندازه دانه‌ها [۹ و ۱۰]، تاثیر مشخصات قالب [۱۰ و ۱۱]، تاثیر دمای قالب [۱۲]، تاثیر دمای فوق ذوب [۱۳]، تاثیر مقدار فاز یوتکتیک [۱۴] و تاثیر افزودن عناصر آلیاژی و حضور ناخالصی‌ها [۱۵ و ۱۶] اشاره نمود. سیلیسیم به دلیل داشتن گرمای نهان ذوب قابل توجه (حدود ۴/۵ برابر آلومینیم) [۱۷]، مهمترین عنصر آلیاژی مورد استفاده برای بهبود سیالیت و مشخصات تغذیه‌ای آلیاژهای آلومینیم به شمار می‌آید. بر این اساس تاکنون مطالعات نسبتاً زیادی در زمینه تاثیر این عنصر بر خواص ریخته‌گری آلیاژهای آلومینیم انجام شده است. گنجه‌فرد و همکاران تاثیر سیلیسیم (۲/۵-۰/۱ درصد) در کنترل اثرات مخرب ناخالصی آهن در آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Cu را مورد بررسی قرار داده‌اند [۱]. بر اساس نتایج حاصل از تحقیقات ایشان، بهترین تلفیق خواص مکانیکی و مقاومت به پارگی گرم در نسبت (Fe/Si) برابر با یک حاصل می‌شود. افزایش این نسبت (فراتر از یک) به واسطه افزایش کسر حجمی رسوبات ترد و شکننده β -CuFe و کاهش آن (به زیر یک) به دلیل افزایش ابعاد و کسر حجمی ذرات تیغه‌ای شکل

⁵ Kanga⁶ Liu⁷ Elgallad⁸ Kang⁹ Lemieux¹⁰ Li² Thermal diffusivity³ Hot cracking⁴ Shrinkage brittleness

۲- مواد و روش تحقیق

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد استفاده در تحقیق حاضر (درصد وزنی)

| Al | Fe | Mg | Mn | Si | Cu | کد آلیاژ |
|-----------|------|------|------|------|------|----------|
| باقیمانده | ۰/۰۵ | ۰/۳۵ | ۰/۳۵ | ۰/۱۰ | ۴/۵۰ | A206 |
| باقیمانده | ۰/۰۵ | ۰/۳۵ | ۰/۳۵ | ۰/۸۵ | ۴/۴۶ | 1Si |
| باقیمانده | ۰/۰۵ | ۰/۳۴ | ۰/۳۴ | ۱/۹۴ | ۴/۴۱ | 2Si |
| باقیمانده | ۰/۰۴ | ۰/۳۴ | ۰/۳۴ | ۳/۱۴ | ۴/۳۷ | 3Si |
| باقیمانده | ۰/۰۵ | ۰/۳۳ | ۰/۳۳ | ۵/۰۸ | ۴/۲۸ | 5Si |



شکل ۱- تصویر طرح‌واره (الف) قالب آزمایش پارگی گرم و (ب) دستگاه آزمایش سیالیت.

جدول ۲- توصیف انواع ترک [۷]

| توصیف | C _i | نوع ترک |
|--|----------------|-------------|
| نمونه بدون ترک | ۰ | بدون ترک |
| ترک مویی که تقریباً تا نیمی از محیط میله اشاعه یافته باشد. | ۱ | ترک مویی ۱۳ |
| ترک مویی که کل محیط میله را احاطه کرده باشد. | ۲ | ترک خفیف |
| ترکی بزرگ که در کل محیط میله اشاعه یافته است. | ۳ | ترک شدید |
| جدایش تقریباً کامل میله | ۴ | ترک کامل |

جدول ۳- ارتباط نوع میله و مقدار عددی L_i [۷]

| نوع میله | A | B | C | D |
|---------------------------|---|---|---|---|
| مقدار عددی L _i | ۱ | ۲ | ۳ | ۴ |

برای تهیه آلیاژ A206 از یک بوتله کاربید سیلیسیم و همچنین کوره ذوب مقاومتی (سه فاز AZAR-VM60L-1200 با توان خروجی ۱۴ کیلووات) استفاده شد. پس از ذوب آلومینیم (با خلوص ۹۹/۹ درصد) و رسیدن دمای مذاب به حدود ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد، مقادیر مورد نظر مس خالص (۹۹/۹ درصد) و منگنز (به صورت قرص‌های فشرده حاوی ۸۰ درصد وزنی منگنز و مابقی فلاکس بدون سدیم)، به مذاب افزوده شد. بعد از تکمیل عملیات ذوب، مذاب به منظور همگن شدن به مدت ۱۰ دقیقه در کوره نگهداری شد و به آرامی هم زده شد تا توزیع عناصر در مذاب یکنواخت شود. پس از طی مدت مورد نظر، لحظاتی پیش از خروج بوتله از درون کوره، منیزیم خالص (۹۹/۹ درصد) به صورت قطعات پیش‌گرم شده (تا ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد) به مذاب افزوده شد. در ادامه مذاب مجدداً با استفاده از یک میله فولادی پوشش داده شده توسط پوشان قالب، هم زده شد و پس از سرباره‌گیری، بارریزی شمش‌های اولیه در دمای حدود ۷۲۰ درجه سانتی‌گراد درون یک قالب فولادی انجام شد. ترکیب شیمیایی نمونه‌های به‌دست آمده در جدول (۱) ارائه شده است.

برای تعیین حساسیت به پارگی گرم آلیاژهای مورد تحقیق، از روش ریخته‌گری میله محدود استفاده شد. قالب مورد استفاده در این روش (شکل (۱-الف)) توسط مرکز تحقیق و توسعه کینگ استون^{۱۱} طراحی شده است [۷]. برای کاهش تمایل به چسبندگی قطعه به قالب از پودر گرافیت برای پوشش سطوح داخلی قالب استفاده شد و سپس قالب تا دمای ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد پیش‌گرم شد. به منظور بررسی سطح ترک، نمونه‌هایی با ابعاد مناسب از ناحیه‌ای معین از قطعه ریخته‌گری تهیه شدند.

مطابق شکل (۱-الف) محفظه قالب از چهار میله استوانه‌ای محدود با طول‌های مختلف شامل میله‌های A, B, C و D با قطر ۹/۵ میلیمتر تشکیل شده است. میله‌ها در انتها توسط راهگاه بارریز استوانه‌ای و در طرف دیگر توسط تغذیه‌های کروی شکل با قطر ۱۹ میلیمتر محدود شده‌اند. مقدار شاخص حساسیت به پارگی گرم^{۱۲} هر آلیاژ با بررسی کیفیت و ابعاد ترک‌های ایجاد شده بر روی میله‌ها به صورت چشمی، تعیین مقدار عددی C_i و L_i به ترتیب با استفاده از جداول (۲) و (۳) و سپس جایگذاری پارامترهای به دست آمده در رابطه (۱) تعیین می‌شود [۷]:

¹¹ Kingston

¹² Hot tearing sensitivity index

¹³ Hair line crack

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی تاثیر سیلیسیم بر ریزساختار آلیاژ A206

ریزساختار آلیاژ پایه A206 و آلیاژهای حاوی ۱، ۳ و ۵ درصد وزنی سیلیسیم در شکل (۲) نشان داده شده است. با توجه به تصویر سطح مایع در گوشه غنی از آلومینیم نمودار فازی سه تایی Al-Si-Cu (شکل (۳)) می‌توان مشاهده نمود که انجماد کلیه آلیاژهای مورد بررسی در تحقیق حاضر با جوانه‌زنی شبکه دندریتی α -Al آغاز می‌شود. در ادامه به دلیل جدایش^{۱۴} اتم‌های مس و سیلیسیم به مذاب مقابل جبهه انجماد (فضاهای بین دندریتی)، غلظت مذاب به تدریج افزایش یافته و انجماد در مسیر (۱) (خط جدایش شیل^{۱۵}) به سمت یوتکتیک دو تایی پیش می‌رود. مسیرهای مرتبط با سه آلیاژ حاوی ۱، ۳ و ۵ درصد وزنی سیلیسیم در شکل مشخص شده‌اند. هنگام گذار از مسیر (۱)، ذرات سیلیسیم یوتکتیک طی واکنش $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{SiE}$ در مذاب و فضاهای بین دندریتی تشکیل می‌شوند. مطابق انتظار و با توجه به شکل (۲)، کسر حجمی یوتکتیک Al-Si با افزایش غلظت سیلیسیم افزایش می‌یابد زیرا مذاب مدت زمان بیشتری استحاله مذکور را تجربه می‌نماید. در ادامه هم‌زمان با مصرف سیلیسیم و جدایش ادامه‌دار اتم‌های مس به مذاب باقیمانده، استحاله از مسیر (۲) به سمت نقطه یوتکتیک سه تایی E هدایت شده و انجماد آلیاژ با استحاله یوتکتیک سه‌تایی $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Si}$ در حدود ۵۲۴ درجه سانتیگراد و تشکیل هم‌زمان سیلیسیم و ذرات $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ در نواحی بین دندریتی خاتمه می‌یابد.

بر این اساس دو جزء اصلی ساختاری در آلیاژهای Al-Cu حاوی سیلیسیم عبارتند از ترکیب بین فلزی $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ (ذرات قهوه‌ای رنگ) با آنالیز شیمیایی ارائه شده در شکل (۴-الف) و تیغه‌های خاکستری رنگ سیلیسیم با آنالیز شیمیایی ارائه شده در شکل (۴-ب) در فضای مابین بازوهای ثانویه دندریتی $\alpha\text{-Al}$. با توجه به تصاویر میکروسکوپی (شکل (۲))، افزایش ابعاد و کسر حجمی تیغه‌های خاکستری رنگ سیلیسیم با افزایش غلظت سیلیسیم کاملاً مشهود است. با توجه به غلظت کم سایر عناصر و ناخالصی‌ها مانند آهن و منگنز در ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده (جدول (۱))، کسر حجمی و ابعاد سایر ترکیبات بین فلزی موجود در ساختار ناچیز است.

$$\text{HTS} = \sum_{i=A}^D (C_i \times L_i) \quad (1)$$

برای تعیین سیالیت آلیاژها، از روش لوله مکنده استفاده شد. تصویر طرح وارده دستگاه مورد استفاده در شکل (۱-ب) ارائه شده است. در این آزمایش از یک لوله کوارتزی با قطر خارجی ۸ میلی‌متر، قطر داخلی ۶ میلی‌متر و طول ۹۰۰ میلی‌متر استفاده شد. پیش از انجام آزمایش، فشار درون لوله توسط پمپ خلا تا حدود ۲۰۰ میلی‌متر جیوه پایین‌تر از فشار اتمسفری کاهش داده شد. بعد از رسیدن دمای مذاب به حدود ۷۸۰ درجه سانتیگراد بوته مذاب به زیر لوله مکنده هدایت شد به‌گونه‌ای که تقریباً طولی معادل ۵۰ میلی‌متر از لوله درون مذاب واقع شود. بلافاصله شیر خلاء باز شد تا در اثر خلاء موجود در لوله، مذاب به درون آن مکیده شود. پس از گذشت مدت زمان کافی برای تکمیل انجماد، فرآیند متوقف شد و لوله از درون بوته خارج گردید و مسافت طی شده توسط مذاب اندازه‌گیری شد.

برای انجام بررسی‌های متالوگرافی، پس از آماده‌سازی سطح شامل سنباده‌زنی و صیقل‌کاری با خمیر الماس ۰/۵ میکرومتر، عملیات حکاکی توسط محلول HF ۲ درصد وزنی (حاوی ۲ میلی لیتر HF ۴۸ درصد و ۹۸ میلی لیتر آب مقطر) انجام شد. برای بررسی ریزساختار از یک میکروسکپ نوری و برای بررسی سطوح شکست پارگی گرم و آنالیز عنصری رسوبات از یک دستگاه میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به سیستم آنالیز عنصری (EDS) استفاده شد.

برای محاسبه درصد تخلخل نمونه‌ها، ابتدا چگالی واقعی نمونه‌ها به روش غوطه‌وری در سیال ارشمیدس محاسبه شد. در این روش پس از تعیین جرم نمونه در هوا و آب مقطر توسط یک ترازوی دیجیتال با دقت 10^{-4} gr، با بهره‌گیری از رابطه (۲) چگالی واقعی نمونه تعیین شد:

$$\rho_r = \frac{m}{m - m_w} \times \rho_w \quad (2)$$

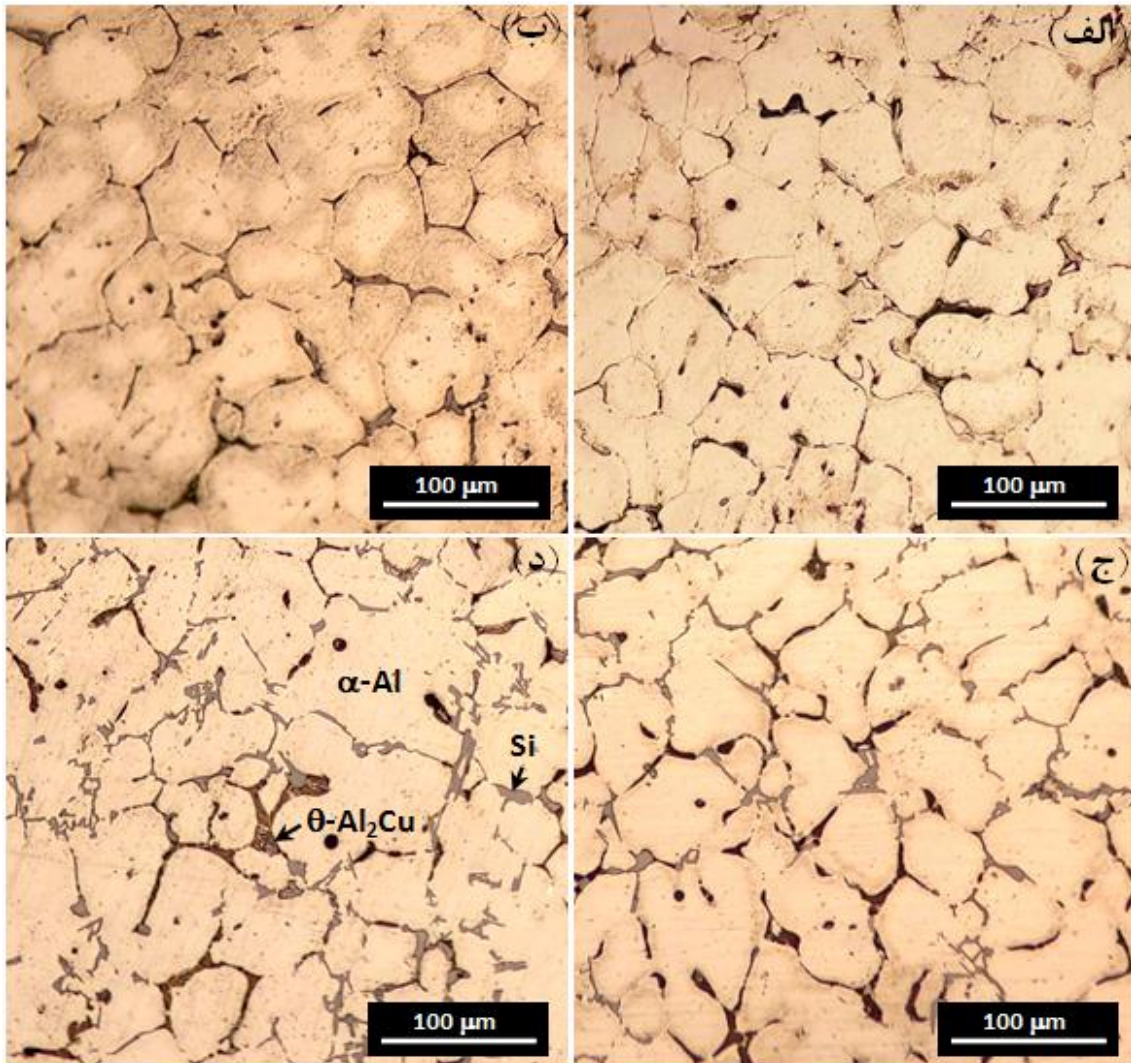
در این رابطه m جرم نمونه، m_w جرم نمونه در آب، ρ_r چگالی واقعی نمونه و ρ_w چگالی آب مقطر است. سپس برای تعیین درصد تخلخل نمونه‌ها از رابطه (۳) استفاده شد:

$$\%P = \frac{\rho_{th} - \rho_r}{\rho_{th}} \quad (3)$$

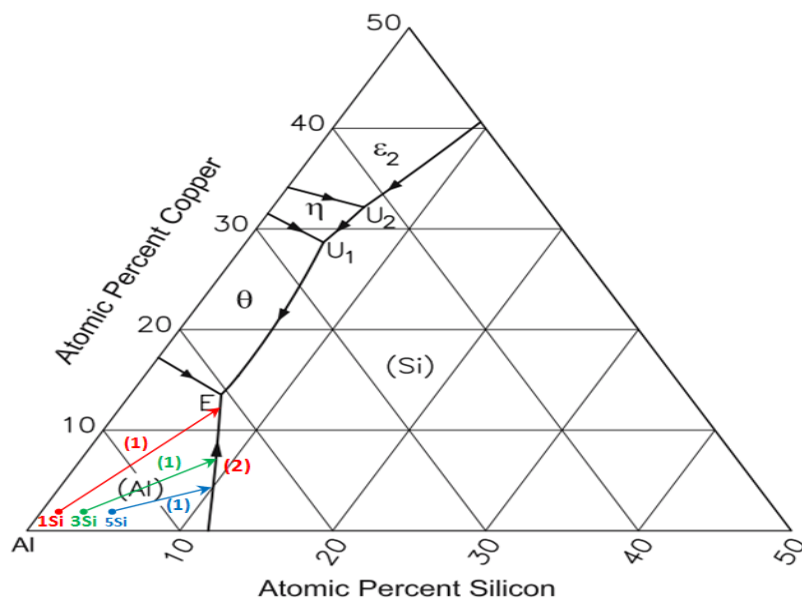
که در آن ρ_r چگالی واقعی و ρ_{th} چگالی تئوری نمونه‌ها است که با بهره‌گیری از آنالیز شیمیایی آلیاژ و چگالی دقیق عناصر مختلف تعیین شد [۲۵].

¹⁴ Segregation

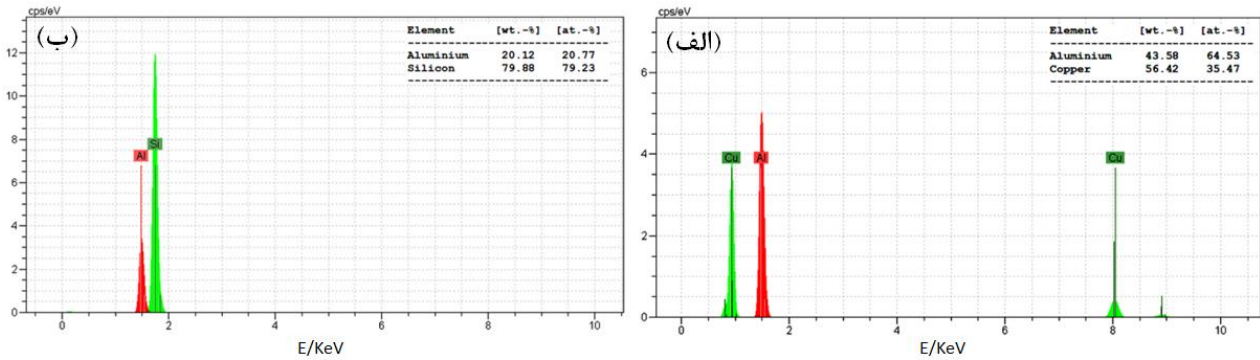
¹⁵ Scheil segregation line



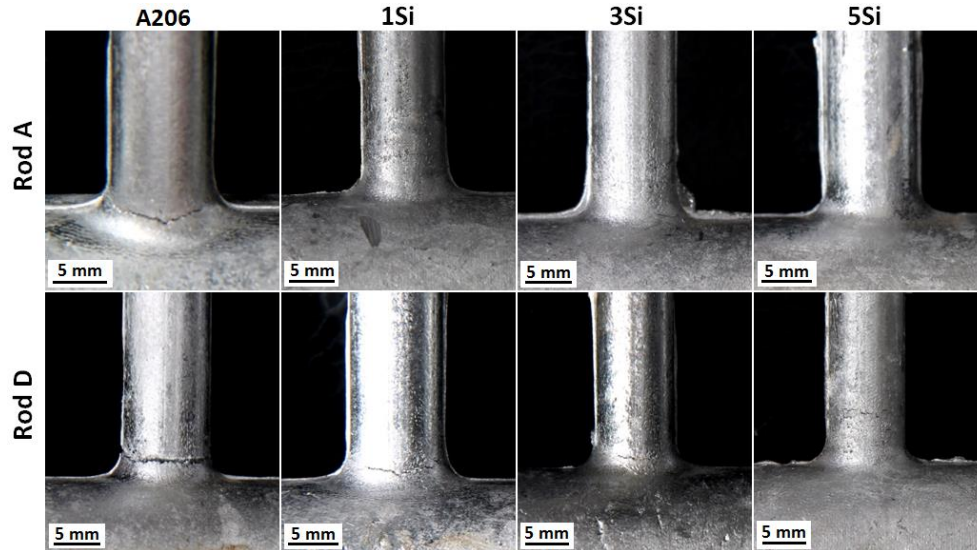
شکل ۲- تصاویر میکروسکپ نوری از ریزساختار (الف) آلیاژ A206، (ب) آلیاژ 1Si، (ج) آلیاژ 2Si، (ج) آلیاژ 3Si و (د) آلیاژ 5Si.



شکل ۳- تصویر لیکوئیدوس گوشه غنی از آلومینیم نمودار فازی سه تایی Al-Si-Cu [۲۶].



شکل ۴- آنالیز شیمیایی EDS ذرات θ -Al₂Cu (الف) و ذرات سیلیسیم یوتکتیک نشان داده شده در شکل ۲-د.



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی نشان دهنده نوع و شدت ترک‌های ناشی از پارگی گرم در دو میله A و D قالب CRC برای آلیاژهای A206 و آلیاژهای حاوی سیلیسیم.

در میله D آلیاژهای مختلف (شکل (۵)) مشاهده می‌شود که علی‌رغم شکل‌گیری ترک حرارتی نسبتاً شدید در آلیاژ A206، شدت این ترک در آلیاژ 1Si به مراتب کمتر است و در دو نمونه 3Si و 5Si عملاً ترکی مشاهده نمی‌شود.

پس از تعیین مقادیر عددی C_i و L_i (با توجه به معیارهای ارائه شده در جداول (۲) و (۳))، مقدار شاخص HTS با استفاده از رابطه (۱) محاسبه شده و نتایج حاصله در جدول (۴) ارائه شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود، در تایید تصاویر میکروسکوپی نشان‌دهنده شدت ترک‌های حرارتی در آلیاژهای مختلف (شکل (۵))، با افزایش غلظت سیلیسیم از ۰/۱ درصد وزنی در آلیاژ A206 تا حدود ۵ درصد وزنی در آلیاژ 5Si مقدار HTS حدود ۹۰ درصد کاهش می‌یابد. نتایج حاصل از بررسی تاثیر سیلیسیم بر شاخص HTS در قالب نمودار رد پا^{۱۶} در شکل (۶) نشان داده شده است. نمودار رد پا توصیف‌گراییکی از مقاومت به ترک حرارتی بوده و افزایش مساحت نمودار معادل با کاهش مقاومت به ترک حرارتی است ضمن آن‌که وقوع یا عدم وقوع پارگی گرم در هر یک از میله‌ها قابل بررسی

۳-۲- بررسی تاثیر افزودن سیلیسیم بر سیالیت و حساسیت

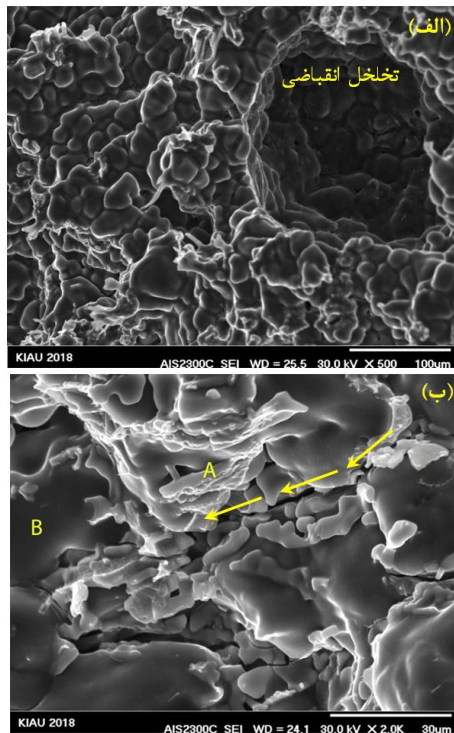
به پارگی گرم آلیاژ A206 آلومینیم

تصاویر میکروسکوپی نشان دهنده ترک‌های حرارتی ایجاد شده در دو میله A و D قالب CRC مربوط به نمونه‌های حاوی مقادیر مختلف سیلیسیم در شکل (۵) نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود با توجه به بالا بودن انقباض حجمی طی انجماد، ترک‌های حرارتی با شدت‌های مختلف در میله A کلیه نمونه‌ها قابل مشاهده هستند. در میله A از آلیاژ A206 ترک خوردگی شدید محیطی (جدایش کامل) رخ داده است. این در حالی است که ترک شکل گرفته روی سطح میله A در آلیاژهای حاوی ۱ و ۳ درصد وزنی سیلیسیم اگر چه شدت بسیار کمتری دارند منتها محیط میله را تقریباً به صورت کامل احاطه کرده‌اند. با افزایش غلظت سیلیسیم تا ۵ درصد وزنی، شدت ترک حرارتی در میله A به وضوح کاهش می‌یابد و به ترک بسیار خفیف (مویی) مبدل می‌شود. با افزایش طول میله و پیرو آن افزایش میزان انقباض حجمی رخ داده طی انجماد، شدت ترک‌های حرارتی در میله‌های B، C و D به تدریج بیشتر می‌شود. با توجه به تصاویر مربوط به پارگی گرم

¹⁶ Foot print

است که در این نمونه پارگی گرم در اثر انقباضات انجمادی پیش از وقوع کوه‌رنسی (تماس نوک به نوک) بازوهای دندریتی در حال رشد دو جبهه انجماد مقابل هم، رخ داده است. همچنین فضای خالی (انقباضی) قابل توجه مابین بازوهای دندریتی موید عدم توانایی مذاب در تغذیه این نواحی (به‌علت سیالیت ناکافی و/یا حجم کم) و در نتیجه تضعیف آلیاژ است. علاوه بر این حضور تخلخل‌های انقباضی در سطح شکست را می‌توان یکی دیگر از عوامل موثر در افت استحکام مکانیکی آلیاژ A206 و کاهش مقاومت آن در برابر تنش‌های انقباضی و شکل‌گیری ترک‌های حرارتی شدید در این آلیاژ دانست زیرا شکل‌گیری تخلخل علاوه بر کاهش سطح مقطع موثر تحمل بار و تضعیف آلیاژ، موجب تسهیل جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های حرارتی نیز می‌شود [۲۷].

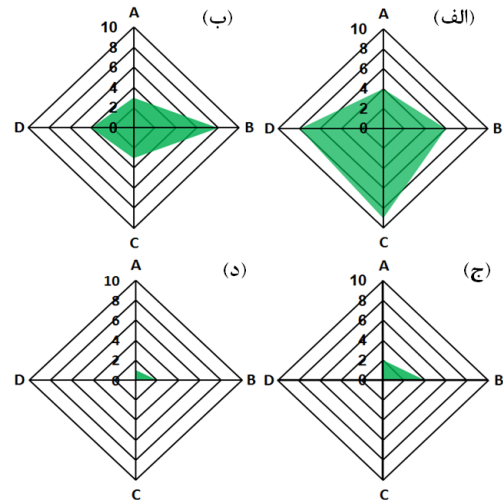
بررسی مسیر اشاعه ترک حرارتی روی سطح شکست پارگی گرم آلیاژ A206 (شکل ۷-ب) و نتایج آنالیز نقطه‌ای فازهای موجود روی سطح شکست در مسیر اشاعه ترک (جدول ۵) به خوبی نقش منفی رسوب‌های ترد و شکننده بین‌فلزی (مانند شبکه بین‌دندریتی ذرات Al_2Cu و سایر ترکیبات بین‌فلزی غنی از ناخالصی‌های آلیاژ شامل آهن و منگنز) و انقباض‌های میکروسکوپی در نواحی بین‌دندریتی را در تسهیل اشاعه ترک‌های میکروسکوپی و افزایش حساسیت آلیاژ به پارگی گرم نشان می‌دهد.



شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطح شکست پارگی گرم آلیاژ A206 در دو بزرگنمایی مختلف.

جدول ۴- شاخص حساسیت به پارگی گرم آلیاژهای حاوی مقادیر مختلف سیلیسیم

| نمونه | سیلیسیم | | | |
|-------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|--------------------------|
| | میله A $L_A \times C$ | میله B $L_B \times C$ | میله C $L_C \times C$ | میله D $L_D \times C$ |
| A206 | 1×4 | 2×3 | 3×3 | 4×2 |
| 1Si | 1×3 | 2×2 | 3×1 | 4×1 |
| 3Si | 1×2 | 2×2 | 3×0 | 4×0 |
| 5Si | 1×1 | 2×1 | 3×0 | 4×0 |



شکل ۶- نمودار ردپا شاخص HTS آلیاژهای حاوی مقادیر مختلف سیلیسیم: (الف) آلیاژ A206، (ب) آلیاژ 1Si، (ج) آلیاژ 3Si و (د) آلیاژ 5Si.

است [۶]. برای رسم این نمودار مقدار $(C_i \times L_i)$ مربوط به هر میل به صورت جداگانه محاسبه شده و روی محورهای چهارگانه نمودار درج می‌شود. مشاهده می‌شود که با کاهش قابل توجه شاخص HTS، افزایش غلظت سیلیسیم موجب شده است که وقوع پارگی گرم منحصر به دو میل C و D که به لحاظ طول بلندترین میله‌های قالب هستند شود.

با توجه به نتایج به دست آمده (جدول ۴) و شکل‌های (۵) و (۶) مقاومت اندک آلیاژ A206 در برابر پارگی گرم و ایجاد ترک حرارتی اثبات می‌شود. حساسیت بالای این آلیاژ به پارگی گرم را می‌توان با توجه به وسعت بالای دامنه انجماد آن توجیه نمود زیرا با افزایش دامنه انجماد، علاوه بر تشدید انجماد خمیری، آلیاژ زمان بیشتری را در مرحله آسیب‌پذیر سپری می‌کند [۷ و ۱۰]. در تایید این مطلب تصویر سطح شکست پارگی گرم آلیاژ A206 در شکل (۷) نشان داده شده است. حضور گسترده دندریت‌ها در سطح شکست و عدم مشاهده میخ واره^{۱۷} بر روی نوک دندریت‌ها (شکل (۷-الف)) حاکی از آن

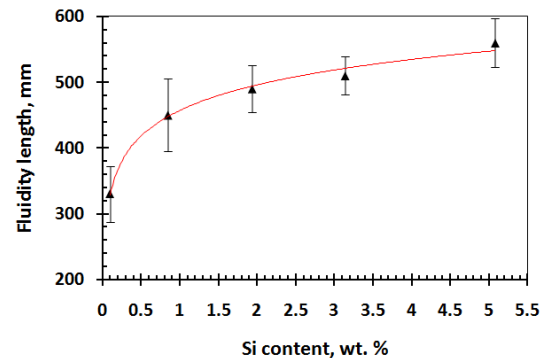
¹⁷ Spike

قابل توجه سیالیت و قابلیت تغذیه مذاب در نواحی بین دندریتی می‌شود. تصویر سطح شکست پارگی گرم آلیاژ 1Si در شکل‌های (۹-الف) و (۹-ب) ارائه شده است. مشابه آلیاژ A206، مورفولوژی دندریتی سطح شکست این نمونه نیز حاکی از پارگی گرم در اثر انقباضات انجمادی پیش از وقوع کوهرنسی^{۲۰} بازوهای دندریتی است. منتها با توجه به حضور حدود ۱ درصد وزنی سیلیسیم در ترکیب آلیاژ و تشکیل مقادیر اندک یوتکتیک سه‌تایی Al-Cu-Si با آنالیز شیمیایی ارائه شده در جدول (۶)، پتانسیل آلیاژ در تغذیه نواحی بین دندریتی به طور نسبی افزایش یافته و بخشی از فضاهای بین دندریتی ترمیم^{۲۱} شده است.

افزایش سیلیسیم تا ۳ درصد وزنی، به‌واسطه افزایش سیالیت و کسر حجمی فاز یوتکتیک Al-Cu-Si موجب پوشش دندریتها توسط لایه نازکی از مذاب یوتکتیک (طی فرایندی موسوم به خود ترمیمی^{۲۲} [۶]) و کاهش قابل ملاحظه وسعت نواحی دندریتی در سطح شکست پارگی گرم، تغذیه فواصل بین‌دندریتی توسط فاز سیال یوتکتیک و کاهش کسر حجمی تخلخل‌های انقباضی می‌شود. شکل‌گیری میخ‌واره‌ها بر روی بازوهای ثانویه دندریتی حاکی از آن است که جدایش بین دندریتی و شکل‌گیری ترک در این نمونه در حضور یک فیلم نازک از فاز یوتکتیک انجام شده است به گونه‌ای که حین انجماد نوک دندریتها در دو جبهه مخالف در تماس با یکدیگر قرار گرفته‌اند اما به سبب پیدایش نیروهای انقباضی و حضور یک لایه نازک مذاب یوتکتیک مابین دندریتها، مجدداً از هم جدا شده‌اند. در واقع سیالیت مذاب و یا مقدار فاز یوتکتیک موجود در این ناحیه در حدی نبوده است که موجب ترمیم ترک‌ها و ممانعت از اشاعه آن‌ها شود. علاوه بر این تحقیقات کاساری^{۲۳} نشان داده است که انبساط مذاب در هنگام متبلور شدن ذرات سیلیسیم موجب بهبود مقاومت به پارگی گرم آلیاژهای Al-Cu-Si می‌شود [۲۹]. بهبود سیالیت (یا بهبود قابلیت مذاب در تغذیه نواحی بین دندریتی) و انبساط مذاب هنگام انجماد ذرات سیلیسیم (و پیرو آن کاهش میزان انقباضات حجمی در مسیره‌های پیچیده بین دندریتی با قابلیت تغذیه سخت) موجب کاهش قابل توجه میزان تخلخل‌های انقباضی در آلیاژ A206 می‌شود. بر اساس اندازه‌گیری‌های انجام شده به روش تعیین چگالی، با افزایش غلظت سیلیسیم، درصد تخلخل آلیاژ از حدود ۰/۵۶ درصد به ترتیب به حدود ۰/۲۴، ۰/۱۲ و ۰/۱ در سه آلیاژ 1Si، 3Si و 5Si رسیده است.

جدول ۵- آنالیز شیمیایی EDS ترکیبات بین فلزی مشخص شده در شکل

| ب-۷ | | | | | |
|------------------------|------|------|------|-------|------|
| غلظت عناصر (درصد اتمی) | | | | | |
| Cu | Fe | Mn | Si | Al | Mg |
| ۲۹/۷۸ | ۰/۹۰ | ۰/۶۳ | ۰/۷۱ | ۶۷/۰۲ | ۰/۹۶ |
| ۲/۰۲ | ۰/۲۱ | ۰/۴۵ | ۰/۳۴ | ۹۶/۱۹ | ۰/۷۹ |



شکل ۸- تاثیر افزودن سیلیسیم بر سیالیت آلیاژ A206.

افزودن سیلیسیم به چند دلیل موجب ارتقای مقاومت آلیاژ در برابر پارگی گرم می‌شود. یکی از اثرات مثبت حضور سیلیسیم، افزایش سیالیت آلیاژ A206 است. تاثیر افزودن سیلیسیم بر سیالیت آلیاژ A206 در شکل (۸) نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با افزایش غلظت سیلیسیم از ۱ تا ۵ درصد وزنی، طول سیالیت به صورت لگاریتمی از حدود ۳۳۰ میلیمتر در آلیاژ بدون سیلیسیم به حدود ۴۵۰، ۵۱۰ و ۵۶۰ میلیمتر به ترتیب در آلیاژهای 1Si، 3Si و 5Si افزایش می‌یابد. این بهبود در توافق با نتایج تحقیقات لمیکوس و همکاران [۲۳] و ویجینگ و همکاران [۲۴] است اما نتایج تحقیقات کانگ [۲۲] نشان داد که افزودن سیلیسیم تا حدود ۳ درصد وزنی موجب بهبود سیالیت آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Cu می‌شود اما پس از آن به‌واسطه افزایش کسر حجمی تیغه‌های سیلیسیم تاثیر منفی بر سیالیت دارد. علاوه بر این نتایج تحقیقات مولارد^{۱۸} و همکاران نیز حاکی از آن است که افزودن سیلیسیم تاثیر مثبت اندکی بر سیالیت آلیاژ Al-4.5Cu دارد [۲۸].

بهبود سیالیت با افزایش غلظت سیلیسیم را می‌توان با افزایش گرمای نهان انجماد و افزایش کسر حجمی فاز یوتکتیک توجیه نمود. گرمای نهان ذوب^{۱۹} سیلیسیم (۱۷۸۷ kJ/kg) حدود ۴/۵ برابر آلومینیم (۳۹۶ kJ/kg) است [۱۷] لذا هنگام متبلور شدن ذرات سیلیسیم در ساختار، گرمای نهان قابل توجهی آزاد می‌شود و به موجب آن اتمام فرایند انجماد به‌میزان قابل ملاحظه‌ای به تاخیر می‌افتد. علاوه بر این همان‌گونه که قبلاً عنوان شد سیلیسیم با تشکیل یوتکتیک سه‌تایی موجب ارتقای

²⁰ Coherency

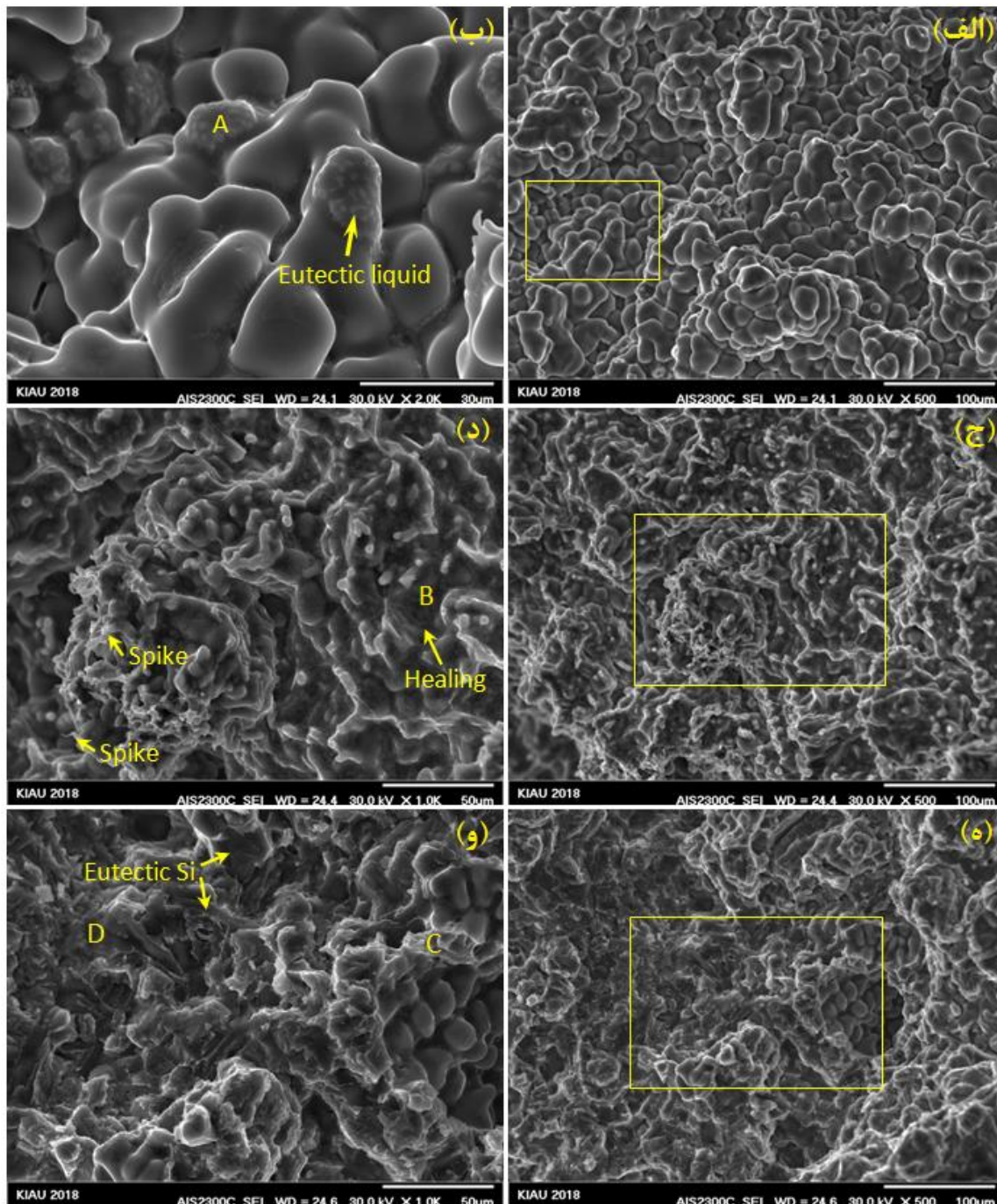
²¹ Healing

²² Self-healing

²³ Casari

¹⁸ Mollard

¹⁹ Fusion latent heat



شکل ۹- تصویر میکروسکپ الکترونی از سطح شکست پارگی گرم (الف-ب) آلیاژ 1Si، (ج-د) آلیاژ 3Si و (ه-و) آلیاژ 5Si.

تصاویر میکروسکوپی سطح شکست پارگی گرم نمونه 5Si در شکل‌های (۹-ج) و (۹-د) نشان داده شده است. با توجه به بهبود قابل ملاحظه سیالیت و مشخصات تغذیه ای آلیاژ (شکل ۸)، وسعت بسیار کم نواحی دندریتی در سطح شکست و تغذیه فواصل بین بازوهای ثانویه دندریتی توسط فاز یوتکتیک در این نمونه کاملاً مشهود است. با این حال در تطابق با تصاویر ریزساختاری (شکل ۲) به نظر می‌رسد که به دلیل افزایش ابعاد و کسر حجمی تیغه‌های ترد و شکننده سیلیسیم یوتکتیک در سطح شکست پارگی گرم و در نتیجه تسهیل جوانه‌زنی و اشاعه

جدول ۶- آنالیز شیمیایی EDS مناطق نشان داده شده بر روی شکل ۹

| غلظت عناصر (درصد اتمی) | | | | | | |
|------------------------|-------|------|------|-------|-------|------|
| | Cu | Fe | Mn | Si | Al | Mg |
| ناحیه A | ۱۰/۹۶ | ۱/۲۵ | ۱/۶۳ | ۴/۰۸ | ۸۰/۸۷ | ۱/۲۱ |
| ناحیه B | ۱۷/۷۲ | ۰/۴۰ | ۰/۸۱ | ۵/۹۲ | ۷۴/۷۴ | ۰/۴۱ |
| ناحیه C | ۳۲/۰۱ | ۰/۲۶ | ۰/۵۹ | ۰/۷۱ | ۶۶/۲۹ | ۰/۱۴ |
| ناحیه D | - | - | - | ۹۹/۳۴ | ۰/۶۶ | - |

مراجع

- [1] Ganjefard K., Taghiabadi R., Noghani M.T., Ghoncheh M.H. Tensile properties and hot tearing susceptibility of cast Al-Cu alloys containing excess Fe and Si, *International Journal of Mineral Metallurgy and Material*. 2020. <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2039-7>.
- [2] Choi H., Cho W., Konishi H., Kou S., Li X., Nanoparticle-induced superior hot tearing resistance of A206 alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 44(4) 1897-1907.
- [3] Han N., Bian X., Li Z., Mao T., Wang C. Effect of Si on the microstructure and mechanical properties of the Al-4.5%Cu alloys, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2006, 19(6) 405-410.
- [4] تقی‌آبادی ر، امامی م، متالورژی ریخته‌گری تحت فشار آلومینیم، سازمان انتشارات جهاد دانشگاهی واحد قزوین، ۱۳۹۵.
- [5] Di Sabatino M., Arnberg L., A review on the fluidity of Al based alloys, *Metallurgical Science and Technology*, 2004, 22(1) 9-15.
- [6] یوسفی ف، تقی‌آبادی ر، باغشاهی س، بررسی تاثیر منگنز بر قابلیت ریخته‌گری آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-2Ni-xMn، پژوهشنامه ریخته‌گری، پاییز ۱۳۹۶، (۲) ۶۹-۷۸.
- [7] Lin S., A study of hot tearing in wrought aluminium alloys, Dissertation, Université du Québec à Chicoutimi, Canada, 1999, ISBN: 1412308348.
- [8] Li S., Sadayappan K., Apelian D., Characterization of hot tearing in Al cast alloys: methodology and procedures, *International Journal of Cast Metals Research*, 2011, 24(2) 88-95.
- [9] Li S., Sadayappan K., Apelian D. Role of grain refinement in the hot tearing of cast Al-Cu alloy, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2013, 44(3) 614-623.
- [10] Nabawy A.M., Samuel A.M., Samuel F.H., Doty H.W., Effects of grain refiner additions (Zr, Ti-B) and of mould variables on hot tearing susceptibility of recently developed Al-2 wt-%Cu alloy, *International Journal of Cast Metals Research*, 2013, 26(5) 308-317.
- [11] Li S., Sadayappan K., Apelian D., Effects of mold temperature and pouring temperature on the hot tearing of cast Al-Cu alloys, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2016, 47(5) 2979-2990.
- [12] Spittle J.A., Cushway A.A., Influences of superheat and grain structure on hot-tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings, *Metals Technology*, 1983, 10(1) 6-13.
- [13] Nasreesfahani M.R., Niroumand B., Effect of melt super heat on hot tearing of A206 aluminum alloy, *Proceedings of Iran International Aluminum Conference (IIAC2009)* Ed. Soltanieh M., Tehran, Iran, 2009, 47-52.
- [14] Veldman N.L.M., Dahle A.K., StJohn D.H., Arnberg L., Dendrite coherency of Al-Si-Cu alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(1) 147-155.
- [15] Lemieux A., Langlais J., Bouchard D., Grant Chen X., Effect of Si, Cu and Fe on mechanical properties of cast semi-solid 206 alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(9) 1555-1560.
- [16] Lemieux A., Langlais J., Chen X.G., Reduction of hot tearing of cast semi-solid 206 alloys, *Solid State Phenomena*, 2012, 192-193, 101-106.
- [17] Campbell J., *Complete Casting Handbook*, Butterworth-Heinemann (Elsevier) 2011, UK.
- [18] Kamguo Kamga H., Larouche D., Bournane M., Rahem A., Hot tearing of aluminum-copper B206 alloys with iron and silicon additions, *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(27-28) 7413-7423.

ترک، مورفولوژی شکست گرم از جدایش دندریتی به شکست شبه ترد تبدیل شده است. نتایج حاصل از تحقیقات قبلی [۳۰] نیز حاکی از آن است که اندرکنش سیلیسیم با مس و منیزیم (و برخی دیگر از ناخالصی‌ها مانند آهن و منگنز) به واسطه تشکیل ترکیبات بین فلزی ترد در قالب یوتکتیک‌های چندتایی، موجب افت قابل ملاحظه خواص کششی دما بالای آلیاژهای Al-Cu-Si-Mg می‌شود. با این حال نتایج حاصله (جدول ۴ و شکل ۶) حاکی از آن است که شاخص حساسیت به پارگی گرم آلیاژ 5Si حدود ۵۰ درصد کمتر از شاخص مذکور در آلیاژ 3Si است. در واقع به نظر می‌رسد که در موازنه بین اثرات مثبت و اثرات منفی ناشی از حضور سیلیسیم در این آلیاژ، وزن اثرات مثبت بیشتر بوده و حضور سیلیسیم تا ۵ درصد وزنی موجب بهبود مقاومت به پارگی گرم آلیاژ A206 شده است.

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- افزودن سیلیسیم طی دو واکنش یوتکتیک دوتایی $L \rightarrow \alpha - Al + Si$ و یوتکتیک سه‌تایی $L \rightarrow \alpha - Al + \theta - Al_2Cu + Si$ موجب شکل‌گیری ذرات سیلیسیم صفحه‌ای شکل در ساختار می‌شود. ابعاد و کسر حجمی این ذرات با افزایش غلظت سیلیسیم افزایش می‌یابد.
- ۲- افزودن سیلیسیم موجب بهبود سیالیت و کاهش میزان تخلخل در ساختار آلیاژ A206 می‌شود به گونه‌ای که طول سیالیت آلیاژ A206 از ۳۳۰ میلیمتر به حدود ۵۱۰ و ۵۶۰ میلیمتر در دو آلیاژ حاوی ۳ و ۵ درصد وزنی سیلیسیم می‌رسد.
- ۳- افزودن سیلیسیم موجب ارتقای قابل توجه مقاومت به پارگی گرم آلیاژ A206 آلومینیم می‌شود. بر اساس نتایج آزمون میله محدود شاخص حساسیت به پارگی گرم از حدود ۲۷ در آلیاژ پایه به حدود ۶ و ۳ به ترتیب در دو آلیاژ حاوی ۳ و ۵ درصد وزنی سیلیسیم می‌رسد.
- ۴- بر اساس نتایج حاصل از بررسی ابعاد و شدت ترک‌های حرارتی شکل گرفته و بررسی سطوح شکست پارگی گرم توسط میکروسکپ الکترونی، مهمترین دلایل بهبود مقاومت به پارگی گرم در آلیاژهای حاوی سیلیسیم، بهبود سیالیت، تغذیه نواحی بین دندریتی و ترمیم ترک‌های گرم شکل گرفته طی انجماد توسط فاز یوتکتیک باقی مانده در مراحل آخر انجماد این آلیاژها است.

- [19] Kanga H.K., Larouche D., Bournane M., Rahem A., Mechanical properties of aluminium-copper B206 alloys with iron and silicon additions, *International Journal of Cast Metals Research*, 2012, 25(1) 15–25.
- [20] Liu K., Cao X., Chen X.-G., Tensile properties of Al-Cu 206 cast alloys with various iron contents, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(5) 2498–2507.
- [21] Elgallad E.M., Chen X.-G., On the microstructure and solution treatment of hot tearing resistant semi-solid 206 alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 556, 783–788.
- [22] Kang B.K., Sohn I., Effects of Cu and Si contents on the fluidity, hot tearing, and mechanical properties of Al-Cu-Si alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(10) 5137–5145.
- [23] Lemieux A., Langlais J., Bouchard D., Grant Chen X., Effect of Si, Cu and Fe on mechanical properties of cast semi-solid 206 alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(9) 1555–1560.
- [24] Li W., Cui S., Han J., Xu C., Effect of Silicon on the casting properties of Al-5.0% Cu alloy, *Rare Metals*, 2006, 25(6) 133–135.
- [۲۵] تقی‌آبادی ر.، تلافی‌نوغانی م.، کریمی ی.، ایرانشاهی م.، نظری م.، تاثیر عملیات حرارتی و مس بر خواص کششی و اندیس کیفیت آلیاژهای Al-7Si-0.35Mg-xFe، فصلنامه پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، ۱۳۹۶، ۱(۱) ۶۵-۷۵.
- [26] Raghavan V., Al-Cu-Si (Aluminum-Copper-Silicon), *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2007, 28(2) 180–182.
- [27] Monroe C., Beckermann C., Development of hot tear indicator for steel castings, *Materials Science and Engineering A*, 2005, 413-414, 30-36.
- [28] Mollard F.R., Flemings M.C., Nyama E.F., Understanding aluminium fluidity: the key to advanced cast products, *AFS Trans.*, 1987, 95, 647- 652.
- [29] Casari D., The grain refinement and the Ni/V contamination in the A356 aluminum casting alloy: an experimental study on impact and tensile properties, *Dissertation, Università degli Studi di Ferrara*, 2013.
- [30] Zhang W.D., Yang J., Dang J.Z., Liu Y., Xu H., Effects of Si, Cu and Mg on the High-Temperature Mechanical Properties of Al-Si-Cu-Mg Alloy, *Advanced Materials Research*, 2013, 652.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Effect of Si on the Castability of Al-Cu-Si Alloys

Mohammad Mostafavi¹, Mustafa Jafarzadegan², Reza Taghiabadi^{3*}

1. M.Sc. Student, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran
 2. Assistant Professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran
 3. Associate Professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran
- * Corresponding author, taghiabadi@ikiu.ac.ir

Paper history:

Received: 05 September 2020
Accepted: 31 January 2021

Keywords:

A206 alloy,
Silicon,
Castability,
Hot tearing,
Fluidity.

Abstract:

This study was conducted to investigate the effect of Si addition (1, 2, 3, and 5 wt. %) on the microstructure and castability of hypoeutectic Al-4.5Cu-Si alloys. According to the results, Si addition increased the average size and volume fraction of eutectic Si platelets in the microstructure. Adding Si also improved the fluidity and decreased the porosity content of the alloy, and enhanced its resistance against hot tearing. According to the constrained rod test results, the hot tearing sensitivity index (HTS) of the alloys containing 1, 3, and 5 wt. % Si, was decreased by 48, 78, and 88%, respectively. In agreement with hot tearing testing results, the extensive existence of dendrites and shrinkage micropores on the hot torn surface of the alloy without Si implies on its low potential in feeding the solidification shrinkages and healing hot cracks. Adding Si decreased the amount of shrinkage micropores on the hot torn surface and due to improving the fluidity as well as increasing the amount of Al-Cu-Si ternary eutectic at the last stage of solidification, improved the feeding characteristics of alloy. Therefore, the amount of free dendrite arms was significantly decreased on the fracture surface. However, adding 5 wt. % Si increased the amount of eutectic Si on the hot torn surface giving rises to a more brittle fracture mode.

Please cite this article using:

Mohammad Mostafavi, Mustafa Jafarzadegan, Reza Taghiabadi, Effect of Si on the Castability of Al-Cu-Si Alloys, in Persian, Founding Research Journal, 2021, 4(4) 215-226.

DOI: 10.22034/FRJ.2021.246789.1128

Journal homepage: www.foundingjournal.ir