

بررسی تجربی مکانیک شکست در مواد مرکب زمینه آلومینیومی حاوی پانزده درصد ذرات کاربید سیلیسیم

محمد رنجبران^{۱*} محمد تقی نجفی^۲ مهدی اعطائی^۳ رسول امینی^۴

* نویسنده مسئول: mranjbaran@srttu.edu

چکیده

در این تحقیق چقرمگی شکست کامپوزیت A۳۵۶ حاوی پانزده درصد از ذرات کاربید سیلیسیم مورد بررسی قرار گرفته است. کامپوزیتهای آلومینیم-سیلیسیم به دلیل خواص سایشی و مکانیکی مناسب مورد توجه اند. یکی از نقاط ضعف این کامپوزیتهای پائین بودن چقرمگی شکست آنها نسبت به آلیاژهای آلومینیوم است. برای انجام این تحقیق ابتدا A۳۵۶ در کوره مقاومتی ذوب و در داخل قالب فلزی ریخته گری شد. سپس کامپوزیت آلومینیم-سیلیسیم به روش ذوب در کوره الکتریکی در حضور گاز خنثی و همزدن مذاب جهت جلوگیری از پدیده جدایش ذرات کاربید سیلیسیم و ریخته گری در قالب فلزی تهیه شد. از شمش‌های به دست آمده نمونه‌های سپس آزمون چقرمگی شکست مطابق با استاندارد ASTM آماده شدند. چقرمگی نمونه‌ها اندازه گیری شده و با هم مقایسه شد. در این مقاله برای چقرمگی شکست، مقدار رشد ترک در اثر بار اعمالی مقایسه شده است. فاکتور چقرمگی شکست کامپوزیت و آلیاژ اصلی محاسبه شده و با هم مقایسه شده است و نشان داده شده است که چقرمگی شکست نمونه‌های کامپوزیتی کاهش یافته است. همچنین بررسی ریزساختار نشانگر وجود حفره گازی و ترک است که این موارد عامل کاهش چقرمگی است.

واژه‌های کلیدی: مکانیک شکست، چقرمگی، مواد مرکب.

۱- استادیار، دانشکده مکانیک، دانشگاه شهید رجائی.

۲- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه شهید رجائی.

۳- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه شهید رجائی.

۴- استادیار، دانشکده مکانیک، دانشگاه صنعتی شیراز.

۱- مقدمه

امروزه خواص مکانیکی و فیزیکی مطلوب همراه با سبکی وزن مورد توجه محققین و مصرف کنندگان قطعات مهندسی قرار دارد. در این خصوص کامپوزیتهای زمینه فلزی که فاز زمینه از آلیاژهای آلومینیوم تهیه می‌شوند می‌توانند چنین مزایایی را به خوبی ارائه کنند. کاربرد سیلیسیم به دلیل ضریب انبساط حرارتی کم، دارا بودن ویژگی ترشوندگی مناسب با برخی از آلیاژهای آلومینیوم و ارزان قیمت بودن به عنوان یکی از تقویت کننده‌های عمده در تولید کامپوزیتهای زمینه فلزی مورد توجه قرار گرفته است. کامپوزیتهای آلومینیوم-سیلیسیم دارای خواص مطلوبی از جمله استحکام، سفتی، سختی و مقاومت به سایش عالی هستند. البته این خواص در ازای کاهش انعطاف پذیری و چقرمگی شکست حاصل می‌شود [۱-۵]. مکانیک شکست بر این فرضیه بنیان نهاده شده که تمام مواد دارای نقص‌های شبه ترک هستند که این نقص‌ها هسته اولیه آغاز شکست در قطعه است. هدف اصلی مکانیک شکست مطالعه ظرفیت تحمل نیرو در محل ترک است. برای سنجش توانایی جسمی که به طور کامل سالم نیست و دارای ترک و میکرو ترک است از آزمایش چقرمگی شکست (K_{Ic}) استفاده می‌شود. چقرمگی شکست به رفتار مکانیکی مواد مانند ترک و عیوب ریز موجود در سطح و در داخل قطعه بستگی دارد و این آزمایش می‌تواند مبنایی برای قطعات صنعتی قرار گیرد تا از این قطعات در مکان‌هایی که احتمال شکست و ایجاد خسارت وجود دارد استفاده نشود [۶]. اندازه‌گیری چقرمگی شکست در انواع کامپوزیتهای زمینه فلزی گام مهمی در فرایند تولید محصولات قابل است. همچنین این پارامتر معیاری برای تحلیل عملکرد کامپوزیتهای است. اندازه‌گیری چقرمگی شکست (K_{Ic}) موقعی معتبر است که که اندازه نوک ترک در مقایسه با ابعاد نمونه و اندازه ترک کوچک باشد و سرعت اعمال نیروی کشش در حد بسیار پایین انتخاب شود [۷-۱۰].

پیچیدگی ساختمان میکروسکوپی کامپوزیتهای زمینه فلزی تشخیص رفتار مکانیکی و پایین بودن چقرمگی شکست را با مشکل روبه‌رو کرده است. پیچیدگی میکروسکوپی به خاطر

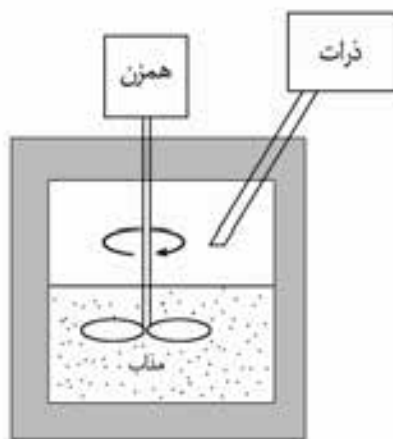
حجم بالای حفره‌ها و مواد زائد موجود در زمینه است [۱۱-۱۲]. برای به دست آوردن یک کامپوزیت با چقرمگی بالا باید اجزای تشکیل دهنده به درستی انتخاب شوند و فرایند تولید مناسب باشد. ارسنالت و شی چقرمگی شکست کامپوزیت آلیاژ آلومینیوم ۲۰۸۰ حاوی کسر حجمی و اندازه‌های مختلف ذرات را بررسی کرده و نشان دادند که چقرمگی کامپوزیت با افزایش کسر حجمی ذرات کاهش می‌یابد [۱۳]. آنها تأثیر اندازه ذره بر چقرمگی کامپوزیت آلومینیوم ۲۰۸۰ تقویت شده با ذرات اکسید آلومینیوم را در دو کسر حجمی ۱۰ و ۲۰ درصد و اندازه ذره ۵ تا ۵۰ میکرومتر مطالعه کردند. فرضیه آنها در مورد ذرات با اندازه بزرگتر از ۱۵ میکرومتر آن است که شکست ذرات سبب رشد ناپایدار ترک و کاهش شدید چقرمگی ترک می‌شود و در ذرات با قطر کمتر، جدا شدگی فصل مشترک ذره از زمینه رخ می‌دهد. از آنجایی که وجود میکروترکهای ریز در نقاط مختلف ماده و از جمله نزدیک فصل مشترک، منشأ خرابی و شکست در این کامپوزیتهای است در این مطالعه برای بررسی شکست، ترک مصنوعی در قطعه ایجاد و شکست بررسی شد.

در مقاله حاضر پارامتر COD^۱ برای اولین بار برای بررسی چقرمگی شکست در کامپوزیتهای آلومینیوم-سیلیسیم در نظر گرفته شده است و با محاسبه (K_{Ic}) یا فاکتور شکست چقرمگی شکست کامپوزیت با آلیاژ اصلی مقایسه شده است. مطالعه چقرمگی شکست کامپوزیت ۲۰۸۰ این امکان را به وجود می‌آورد تا از این کامپوزیت در محل‌هایی که توانایی تحمل بار دارند استفاده شود و ضمن بررسی عوامل کاهش چقرمگی شکست بتوان در تحقیقات آینده این نقایص را برطرف کرد.

۲- مواد خام و اقدامات اولیه

موادی که در این تحقیق مورد استفاده قرار گرفت آلیاژ آلومینیوم ۲۰۸۰ به عنوان زمینه که از شرکت میرال

نیست زیرا به علت عدم ترشوندگی مناسب ذرات و تفاوت چگالی آن با آلیاژ زمینه امکان ته نشینی ذرات وجود دارد. لذا برای اختلاط بهتر آلومینیم و ذرات از یک همزن که سطح آن با مواد دیرگداز پوشش داده شده بود استفاده شد. این شرایط به مدت سه ساعت ادامه داشت. سپس درجه حرارت کوره به منظور بالا بردن سیالیت کامپوزیت تا ۷۲۰ درجه سانتیگراد افزایش یافت. هم زدن مذاب تا قبل از ریخته گری کامپوزیت ادامه داشت. شماتیک این روش در شکل (۱) نشان داده شده است.



شکل (۱) همزدن کامپوزیت مذاب به منظور کاهش ته نشینی ذرات تقویت کننده.

پس از آن کامپوزیت آماده در داخل قالب فلزی که تا دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد گرم شده بود ریخته گری شد. استفاده از قالب فلزی سرعت سرد کردن کامپوزیت را افزایش می دهد و در هنگام انجماد باعث توزیع بهتر ذرات کاربید سیلیسیم می شود [۱۷ و ۱۸]. برای جلوگیری از ورود گاز محیط و هیدروژن به داخل مذاب در کلیه مراحل آزمایش، محیط کوره به وسیله گاز خنثی پوشش داده شد. با استفاده از گاز خنثی شرایط برای ورود گازهای محیط به داخل مذاب مشکل می شود ولی نمی توان از ورود آن به داخل کامپوزیت به طور کامل جلوگیری کرد. این گازها هنگام وارد کردن همزن به داخل مذاب، همراه ذرات تقویت کننده وارد کامپوزیت

تهیه شد. آلیاژ A۳۵۶ یکی از مهمترین آلیاژهای مهندسی خانواده آلومینیوم است که دارای خواصی مانند قابلیت ریخته گری خوب، خواص مکانیکی بالا، ویسکوزیته پایین و مقاومت به خوردگی است. ترکیب شیمیایی این آلومینیوم در جدول (۱) ارائه شده است.

جدول (۱) ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ مورد استفاده

در مقاله حاضر.

Si	Fe	Mg	Cu	Ni	Zn	Al
۷/۲۴	۰/۴۹	۰/۳۲	۰/۱۳	۰/۰۳	۰/۰۴	Bal

از کاربید سیلیسیم به عنوان ذرات تقویت کننده در ساخت کامپوزیت استفاده شد. متوسط اندازه ذرات تقویت کننده در این تحقیق حدود ۷۰ میکرومتر است. قبل از اقدام برای تولید کامپوزیت به منظور ترشوندگی بهتر ذرات توسط آلومینیوم، این ذرات در داخل کوره تا دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد به مدت یک ساعت حرارت داده شدند. این کار باعث ایجاد یک لایه اکسیدی بر سطح ذرات و ترشوندگی بهتر توسط آلومینیوم می شود [۱۴-۱۵].

۳- روش تهیه نمونه های آزمایش

یکی از روشهای تولید کامپوزیتهای آلومینیوم-سیلیسیم روش اختلاط مستقیم ذرات تقویت کننده در مذاب آلومینیوم است. در این روش ابتدا آلومینیوم در کوره ذوب می شود. سپس ذرات تقویت کننده با آن ترکیب و در قالب ریخته گری می شود. روش ریخته گری روش مناسب تری برای تولید قطعات مهندسی است زیرا در این روش ظرفیت تولید بالاست و محدودیتی در شکل و اندازه قطعه وجود ندارد [۱۶]. برای تولید کامپوزیت در ابتدا آلیاژ A۳۵۶ در داخل کوره الکتریکی در دمای ۵۳۰ درجه سانتیگراد به حالت نیمه جامد در آمد. سپس ذرات تقویت کننده که قبلاً اکسید شده بودند به آلومینیوم نیمه جامد افزوده شد. توزیع ذرات تقویت کننده در روش ریخته گری مناسب

حداکثر تنش ایجاد شده در رأس ترک بزرگتر از تنش خارجی است و تنش بحرانی نامیده می‌شود. اعمال نیرو تا شکستن نمونه‌ها ادامه پیدا کرد. جدول (۲) حداکثر نیروی لازم برای شکست نمونه‌های کامپوزیتی و جدول (۳) حداکثر نیروی لازم برای شکست نمونه‌های A۳۵۶ را نشان می‌دهد.

جدول (۲) مقایسه مقدار نیروی کشش لازم برای شکست نمونه‌های کامپوزیت.

شماره نمونه	حداکثر نیروی لازم برای شکست (نیوتن)
۱	۱۵۷۰/۸
۲	۱۵۲۱/۳
۳	۱۴۲۳/۴

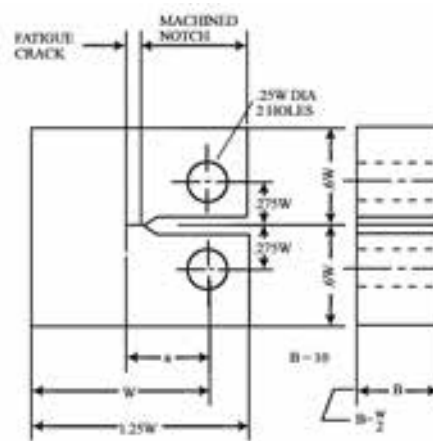
جدول (۳) مقایسه مقدار نیروی کشش لازم جهت شکست نمونه‌های A۳۵۶.

شماره نمونه	حداکثر نیروی لازم برای شکست (نیوتن)
۱	۳۲۳۵
۲	۲۹۴۵/۸
۳	۲۵۳۹/۹

۵- مطالعات ریزساختاری

نمونه‌های مورد استفاده در این مطالعه با تکنیک‌های معمولی متالوگرافی آماده‌سازی شده و از یک اره برای بریدن نمونه‌ها و همچنین از کاغذ سمباده با درجه‌های متفاوت به منظور پرداخت سطح نمونه‌ها استفاده شد. به علت مقاومت به سایش بالای نمونه‌های کامپوزیتی از خمیر الماسه برای پرداخت نهایی سطح نمونه‌ها استفاده شد. از سطح نمونه‌های پرداخت شده و سطوح شکست توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) تصویربرداری شد. تصاویر گرفته شده از میکروسکوپ نوری نشان دهنده توزیع نسبتاً یکنواخت ذرات تقویت کننده در داخل زمینه است. شکل (۳) نحوه توزیع ذرات در داخل زمینه را نشان می‌دهد. اکثر ذرات به صورت چند ضلعی و دارای گوشه‌های تیز هستند.

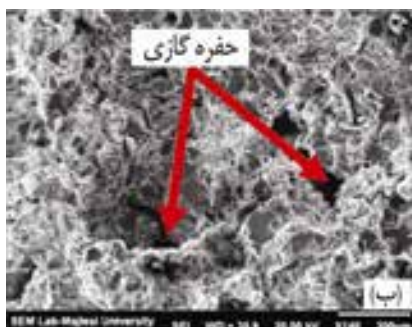
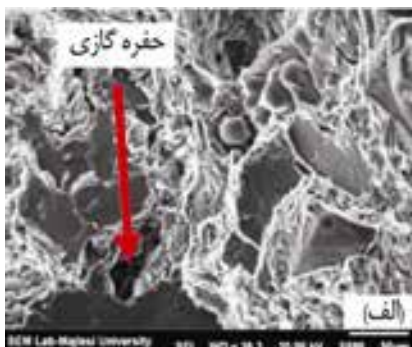
می‌شوند. به منظور مقایسه چقرمگی کامپوزیت با آلیاژ اصلی نمونه‌هایی از جنس کامپوزیت و A۳۵۶ به روش ذوب در کوره مقاومتی و ریخته‌گری در قالب فلزی آماده شد. پس از سرد شدن قالبها کامپوزیت‌های ریخته‌گری شده و نمونه‌های آلومینیومی از قالب خارج و مانند شکل (۲) مطابق با اندازه‌های توصیه شده توسط ASTM [۱۹] توسط دستگاه وایرکات برای تست چقرمگی شکست آماده شد. این آزمایش در کتاب سالانه ASTM تحت عنوان روش آزمایش استاندارد برای اندازه‌گیری چقرمگی شکست مواد فلزی با کد E ۳۹۹-۸۳ ارائه شده است. شکل (۲) اندازه و شکل نمونه‌های آزمایش مطابق استاندارد ASTM را نشان می‌دهد.



شکل (۲) اندازه و شکل نمونه‌های آزمایش مطابق استاندارد ASTM.

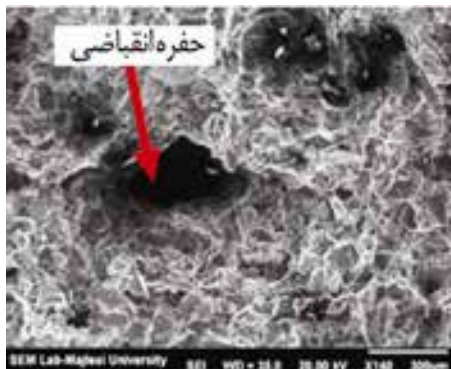
۴- تست کشش

از بین نمونه‌های آماده شده سه نمونه کامپوزیتی و سه نمونه A۳۵۶ انتخاب شد. نمونه‌ها در دستگاه کشش قرار گرفت. نمونه‌ها باید به گونه‌ای در دستگاه کشش قرار گیرد که ترک ایجاد شده به صورت عمود بر امتداد کشش باشد. سرعت بارگذاری بسیار پایین انتخاب شد (حدود ۱۰ کیلوگرم بر ثانیه). کلیه مراحل آزمایش در درجه حرارت محیط انجام پذیرفت. با شروع کشش، تنش در اطراف ترک به صورت پیچیده‌ای توزیع می‌شود.

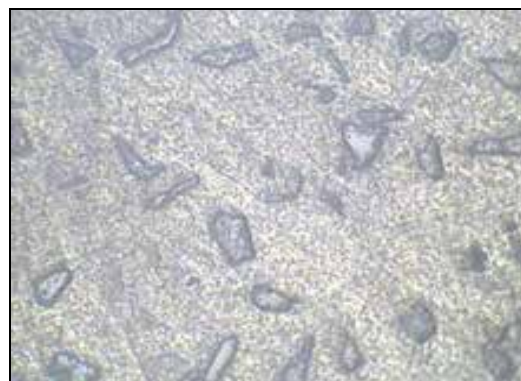


شکل (۴) حفره‌های گازی در سطح شکست.

از دیگر عوامل شکست می‌توان به حفره‌های انقباضی داخل زمینه در هنگام انجماد اشاره کرد. آلومینیوم در حالت مذاب انبساط زیادی پیدا می‌کند. به طوری که وزن مخصوص آن از ۲/۶۹ در درجه حرارت محیط به ۲/۳۸ در حالت مذاب تقلیل می‌یابد. از این رو انقباض حجمی آن حدود ده درصد است و با توجه به این که کامپوزیت تولیدی در قالب فلزی ریخته‌گری می‌شود، نمی‌توان به انقباض جهت داد. لذا وجود انقباضات پراکنده در وسط نمونه اجتناب‌ناپذیر است. این حفره‌ها اغلب حجم‌های بزرگتری نسبت به حفره‌های گازی دارند. این موضوع در شکل (۵) قابل مشاهده است.



شکل (۵) حفره‌های انقباض در سطح شکست.



شکل (۳) نحوه توزیع ذرات کاربید سیلیسیم در داخل کامپوزیت.

در اینجا با دو مسئله مواجه هستیم:

- عوامل ایجاد شبه ترک و میکروتَرَک‌ها که منشأ شکست می‌باشند.

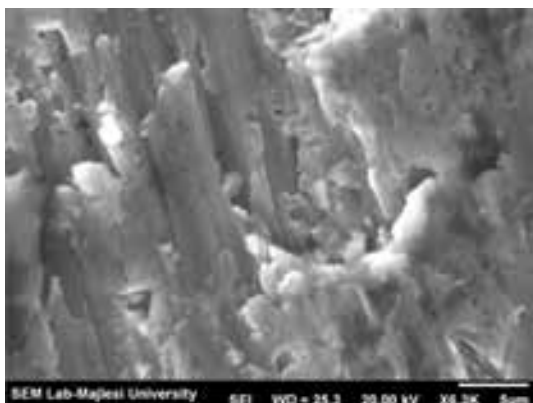
- عوامل اشاعه شبه ترک‌ها.

حفره‌ها و حباب‌های گازی نقش بسیار زیادی در شکل‌گیری شبه ترک‌ها دارند. ذرات تقویت‌کننده به عنوان مراکز جوانه زنی برای حبابهای گازی عمل کرده و درصد این حباب‌ها را افزایش می‌دهند. تشکیل حفره‌ها می‌تواند تحت تأثیر شکل ذرات کاهش یابد.

به علت تفاوت در سیالیت زمینه و تقویت‌کننده، هنگام مخلوط کردن در فصل مشترک تخلخل ایجاد می‌شود. این تخلخل‌ها به دلیل کاهش فشار داخلی باعث جذب گازهای موجود در زمینه و تجمع حفره‌ها در اطراف ذرات تقویت‌کننده می‌شود.

البته همانطور که قبلاً بیان شد در روش ریخته‌گری نمی‌توان به طور کامل از ورود گازهای مضر به داخل زمینه جلوگیری کرد. این موضوع در شکل (۴) به وضوح نشان داده شده است. مطابق شکل، حفره‌ها در اطراف ذرات تشکیل شده‌اند. بخشی از این حباب‌ها در هنگام تهیه مذاب و در شرایط نامناسب ریخته‌گری تشکیل می‌شود همچنین این ذرات باعث افزایش گرانبوی و در نتیجه جلوگیری از خروج موثر حبابهای گازی می‌شود.

با تصویربرداری میکروسکوپی از سطح نمونه در بعضی از مناطق یک سری شیارهای موازی بسیار ریز مشاهده شد. در محل این شیارها تراکم ذرات تقویت کننده بیشتر است و بیانگر آن است که شکست در این مناطق زودتر اتفاق افتاده و این خود عامل کاهش چقرمگی است. وجود شیار همراه با تجمع ذرات را می‌توان در شکل (۸) مشاهده نمود.



شکل (۸) شیارهای زیرسطح نمونه.

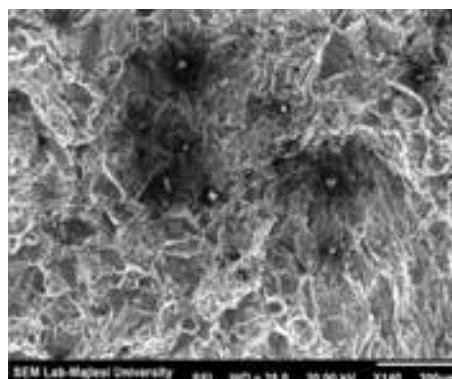
همان طور که از تصاویر میکروسکوپی مشاهده می‌شود فصل مشترک ذرات و زمینه از نوع غیرهم سیما و انرژی در این مناطق بسیار بالاست. مناطق پرانرژی مکانهای مناسبی برای نفوذ جاهای خالی است. به هم پیوستن این جاهای خالی به یکدیگر عامل ایجاد ترک است [۲۰]. البته به هم پیوستن حفره‌ها مستلزم زمان است. همچنین در فصل مشترک به خاطر تفاوت در ضریب انبساط حرارتی تنش ایجاد می‌شود که چون انرژی آزاد کل سیستم تمایل به کاهش دارد این تنش باید از بین برود [۲۰]. از بین رفتن این تنش از طریق ایجاد نابجایی، حرکت مرز دانه، ایجاد ترک و اشاعه ترک انجام می‌شود. در مناطقی که به خاطر پیوند مکانیکی استحکام بالا باشد، شکست در داخل دانه صورت می‌گیرد. شکست داخل دانه به خاطر کاهش قدرت همبستگی ذرات دانه است که آن هم به خاطر کاهش قدرت پیوند فلزی است.

در صورتی که ترشوندگی ذرات تقویت کننده به خوبی توسط زمینه آلومینیومی صورت نگرفته باشد در فصل مشترک شبه ترک ایجاد می‌شود. این عامل باعث کاهش قدرت پیوند در فصل مشترک می‌شود. ترشوندگی به عنوان قابلیت پخش شدن یک مایع بر روی یک سطح جامد تعریف می‌شود و می‌تواند شرط لازم برای پیوند محکم بین ذرات تقویت کننده و زمینه باشد که در ساخت کامپوزیتهای زمینه فلزی پارامتری مهم محسوب می‌شود. می‌توان با تغییر ترکیب مذاب زمینه که باعث تغییر در انرژی سطحی می‌شود زاویه تماس را اصلاح کرد. در شکل (۶) می‌توان عدم پیوند مناسب در فصل مشترک را مشاهده کرد.



شکل (۶) عدم ترشوندگی مناسب ذرات توسط آلومینیم در سطح شکست.

ناخالصیهای موجود در زمینه که قبلاً در آلیاژ پایه وجود داشته است و یا در هنگام تهیه کامپوزیت وارد دوغاب کامپوزیتی شده است، می‌تواند از دیگر عوامل ایجاد شبه ترکها باشد که این موضوع در شکل (۷) قابل مشاهده است.



شکل (۷) حضور ناخالصی در زمینه سطح شکست.

تنش بحرانی برای شکست (σ_c) A ۳۵۶ و کامپوزیت را نشان می‌دهد.

جدول (۴) نتایج حاصل از آزمایش چقرمگی شکست A۳۵۶.

K_{Ic} Kis \sqrt{in}	K_{Ic} MPa \sqrt{m}	σ_c MPa	
۲۸/۹۶	۴۱/۳۰	۲۹/۴	نمونه ۱
۲۶/۳۳	۳۷/۵۵	۲۶/۷۸	نمونه ۲
۲۲/۷۱	۲۳/۳۸	۲۳/۰۹	نمونه ۳

جدول (۵) نتایج حاصل از آزمایش چقرمگی شکست کامپوزیت.

K_{Ic} Kis \sqrt{in}	K_{Ic} MPa \sqrt{m}	σ_c MPa	
۱۴/۰۴	۲۰/۰۲	۱۴/۲۸	نمونه ۱
۱۳/۶۰	۱۴/۴۰	۱۳/۸۳	نمونه ۲
۱۲/۷۲	۱۵/۱۵	۱۲/۹۴	نمونه ۳

همان‌طور که ملاحظه می‌شود چقرمگی شکست کامپوزیتها نسبت به نمونه A ۳۵۶ کاهش یافته است. عوامل مؤثر بر کاهش چقرمگی شکست کامپوزیتها نسبت به آلیاژ معمولی را می‌توان به صورت زیر برشمرد:

۱- وجود ذرات کاربید سیلیسیم که تأثیرات زیر را به همراه دارد، (الف) به عنوان مراکز جوانه زنی برای حبابهای گازی عمل می‌کند، (ب) باعث افزایش گرانشی و جلوگیری از خروج حبابهای گازی می‌شود، (ج) لایه هوای چسبیده به ذرات عاملی برای تخلخل محسوب می‌شود.

۲- کسر حجمی ذرات: با افزایش کسر حجمی ذرات، تنش‌های موجود در فصل مشترک افزایش می‌یابد و با افزایش تنش حجم ترکهای موجود در کامپوزیت بیشتر می‌شود.

۳- توزیع ذرات: عدم توزیع یکنواخت ذرات و تجمع ذرات تقویت کننده دو اثر مهم بر روی چقرمگی شکست دارد. (الف) طول پیوستگی و یکنواختی زمینه را به طور موضعی کاهش می‌دهد. (ب) اندازه ریزترک‌ها را افزایش می‌دهد که هر دو اثر چقرمگی شکست را کاهش خواهند داد. همچنین در

حضور ترکیبات بین فلزی ترد و شکننده در فصل مشترک، به دلیل جلوگیری از انتقال بار از زمینه به تقویت کننده، اغلب موجب افت خواص مکانیکی کامپوزیت تولیدی می‌شود. از طرفی واکنش شیمیایی میان زمینه و تقویت کننده در فصل مشترک می‌تواند موجب اتصال بهتر ذرات تقویت کننده به زمینه شود. بنابراین ضخامت و ماهیت محصول واکنش در فصل مشترک زمینه و تقویت کننده در ساخت کامپوزیت‌های زمینه فلزی حائز اهمیت است [۲۱]. بررسی ماکروسکوپی کامپوزیت نشان دهنده ناهمواری زیاد در سطح شکست است. این مشاهده بیانگر آن است که ترک هنگام رشد وقتی به ذرات تقویت کننده و یا فازهای سخت موجود در کامپوزیت برخورد می‌کند تغییر مسیر داده و ذره را دور می‌زند. تعداد زیادی از شبه ترکها توسط عواملی که به آن اشاره شد از زمان شروع انجماد تا رسیدن کامپوزیت به درجه حرارت محیط (بخشی در پایان انجماد، و بخشی در هنگام استفاده از کامپوزیت در اثر تنش وارد شده به کامپوزیت) باعث کاهش چقرمگی شکست می‌شوند.

۶- نتایج، بحث و پیشنهاد

پس از انجام آزمون کشش بر روی نمونه‌ها مقدار σ_c (تنش بحرانی) از آزمایش استخراج شد. باتوجه به معادلات (۱) و (۲) مقدار K_{Ic} برای نمونه‌های A ۳۵۶ و نمونه کامپوزیتی مطابق جداول (۲) و (۳) به دست آمد.

(۱)

$$F(a/w) = \frac{(2 + \frac{a}{w})[0.1866 + 4/64(\frac{a}{w}) - 13/32(\frac{a}{w})^2 + 14/72(\frac{a}{w})^3 - 5/6(\frac{a}{w})^4]}{(1 - \frac{a}{w})^{3/2}}$$

$$K_{Ic} = \sigma_c \sqrt{\pi a} f(\frac{a}{w}) \quad (2)$$

این معادلات طبق استاندارد ASTM با شماره ۸۳-۳۹۹E برای اندازه‌گیری چقرمگی شکست بیان شده است [۱۹]. جداول (۴) و (۵) به ترتیب نتایج حاصل از آزمایش چقرمگی شکست (K_{Ic}) و

مراجع

- [1] Cocen U., Onel k., Failure Criteria in Fibr Reinforced - Polymer Composites, *journal Composite Science and Technology*, Volume. 62, 2002, pp.275-283
- [2] Wang M.T, Song .H, Liu. Ch. M., Corrosionof Al/SiC Metal Matrix Composites, *Journal Materials in technologe*, Volume. 22,2006, pp.350-359
- [3] Subrata Kumar Ghosh, Partha Saha, Crack and wear behavior of SiC particulate reinforced aluminium based metal matrix composite fabricated by direct metal laser sintering Aproc, *Journal of Materials and Design*, Volume .32, 2011, pp.139 –145.
- [4] Shabastari S., Shahri F., Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy, *Journal of material Science*, Volume. 39,2004, pp. 2023-2032.
- [5] Agarwala V., Satyana.K.G., Gaewala. R.C Agaewala, Studies on the development of aluminium alloy Mild steel reinforced composite, *Jjournal of material Science*, 1999, pp.210-218.
- [6] Kim Nelson. P., Victor C. Li., Kamada. T, Fracture Toughness of Microfibe Reinforced Cement Composites, *Jorunal of material in civilEngineering* , vol. 17 , 2002, pp. 391-400.
- [7] Juan N. , A Review of Fracture Toughness, Pittsburg State University, August 9, 2006.
- [8] Lord J. , Fracture Toughness estMethods for MMC, *MMC-Assess Thematic Network*, Volume .10 , 2007, pp.1-16.
- [9] Hui Z., Zhong Z. ,Jing Li .,Yang K., Temperature dependence of crack initiation fractureToughness of various nanoparticles filled polyamide 66, *Journal of Polymer*, Vol 47, 2006, pp. 679-68.
- [10] Vazquez Villar. M. , Romero-Romo, A. Altamira- Torres and Rocha-Rangel, Microstructureevolution and fracture toughness of Al₂O₃/Ti composites, *Journal of Ceramic Processing Research*, Vol. 9,2008, pp. 330-333.

صورت عدم توزیع ذرات تقویت کننده در محلهای تجمع، احتمال ایجاد حفره که جوانه اولیه ترک هستند افزایش یافته و در آن مناطق پیوند به مقدار زیادی کاهش می یابد. هندسه ذرات می تواند نقش مهمی در افزایش چقرمگی ایفا کند. ذراتی که دارای گوشه های تیز هستند در صورتی که پیوند محکمی در فصل مشترک با آلیاژ آلومینیوم برقرار نکرده باشند شبه ترکی که ایجاد می کنند دارای گوشه تیز است که تمرکز تنش در گوشه های تیز به مراتب بیشتر از سطوح گرد است. همانطور که اشاره شد حفره های میکروسکوپی، مناطق بالقوه تشکیل میکروتُرکها و نهایتاً ترک هستند که باید حتی الامکان این مناطق کاهش یابد. اقدامات ذیل می تواند میزان حفره ها و میکروتُرکها را کاهش دهد:

۱- افزایش سرعت انجماد به منظور توزیع یکنواخت ذرات و جلوگیری از خوشه ای شدن ذرات تقویت کننده.

۲- استفاده از یک پوشش مناسب بر روی ذرات کاربید سیلیسیم به منظور افزایش ترشوندگی ذرات توسط آلومینیوم.

۳- افزایش فشار راهگام در هنگام بارریزی برای خروج حبابها و کاهش مناطق مستعد ایجاد ترک.

۴- تهیه و ساخت قطعات کامپوزیتی در روش ریخته گری اسکونیز کست!

۵- لایه برداری و صیقلی کردن سطوح قطعات ساخته شده.

۶- استفاده از فیلترهای مناسب برای جلوگیری از ورود آخالها به داخل قطعه.

۷- استفاده از ذرات تقویت کننده ای که گرد هستند و یا گوشه های تیز در آنها کمتر است.

فهرست علائم

$f(a/w)$	فاکتور شکل
K_{Ic}	چقرمگی شکست
σ_c	تنش بحرانی

- [21] Oveisi E., Akhlaghi F., Effect of Holding Time and Temperature for Hypereutectic Alloy on the Segregation of Primary Si particles in producing a Functionally Graded Material, *Journal Foundrymens Society*, 2009, pp.50-56.
- [11] Department of Applied Mechanics, Overview of the Experimental Investigations of the Fracture Toughness in Composite, Budapest University of Technology, Budapest, Hungary, 2005.
- [12] Rittle. D, Rosakis A.J, Dynamic fracture of beryllium-bearing bulk metallic glass systems, *journal of Engineering Fracture Mechanics*, vol. 72, 2005, pp. 1905-1910
- [13] Arsenault R., Shi N., Dislocation Generation Due to Differences Between the coefficient of Thermal Expansion, *Material science and Engineering*, vol. 81, 1986, pp.175-198.
- [14] Naoki N., Kyosuke N., Enhancement of strength of SiC by heat-treatment in air, *Journal of ceramic processing*, vol.10, 2009, pp.319-32.
- [۱۵] باغچه سرازاده. محمد، بهار وندی. حمیدرضا، تولید کامپوزیت زمینه Al با فاز تقویت کننده ZrO₂ توسط روش اختلاط مستقیم و بررسی ریز ساختار آن، *مجله فنی مهندسی دانشگاه آزاد اسلامی مشهد*، دوره دوم، شماره اول، پاییز ۱۳۸۷ صص ۱۳-۱۹.
- [16] Valdez S, Campillo B, Perez R, Martinez L, Garcia A. Synthesis, microstructural characterization of Al-Mg alloy-SiC particle composite., *Journal of Mater Lett*, Volume.29, 2008, pp. 2623-2635.
- [17] Labib.A, Liu.H, F.H.samuel, mechanical properties and fractography of two Al-Si-10 vol.% SiC particle composite castings, *Materials science and Engineering*, Vol.160,1993, pp.81-90
- [18] Amir Khanlou S., Rezaei M., Niroumand B., Toroghinejad M., High-strength highly-uniform composites produced by compocasting and cold rolling processes, *Materials and Design*, Vol.32, 2011, pp. 2085-2090
- [19] Annual Book of ASTM Standard, Metals test Methods and Analytical procedures, ASTM Publications, Philadelphia, 1987, pp.522-525.
- [20] Chavala.n, Metal matrix composite, 2006, pp.137-160.