

رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت‌های Al-4%Cu/SiC ساخته شده به روش متالورژی پودر

مرتضی طیبی^{۱*}، حسن شریفی^۲، حمید غیور^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه شهرکرد، دانشکده فنی و مهندسی، شهرکرد، ایران

۲- استادیار، دانشگاه شهرکرد، دانشکده فنی و مهندسی، شهرکرد، ایران

۳- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف‌آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف‌آباد، اصفهان، ایران

M.tayebi@stu.sku.ac.ir*

(تاریخ دریافت: ۹۲/۰۷/۱۰، تاریخ پذیرش: ۹۲/۱۰/۰۴)

چکیده

در پروژه حاضر، رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات SiC تا دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور از تجهیزات آنالیز حرارتی استفاده شد. هدف اصلی توضیح حالت رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با درصد‌های مختلف SiC و نیز تأثیر اندازه‌ی ذرات تقویت‌کننده بر رفتار حرارتی است، که به عنوان مواد پایه در صنایع الکترونیکی مورد استفاده قرار می‌گیرند. کامپوزیت‌های با درصد مختلف تقویت‌کننده حاوی (۱۰، ۱۵، ۲۰ و ۲۵٪) و با مش‌بندی‌های مختلف (۱۰۰، ۴۵ و ۱۵۰ میکرون) ذرات تقویت‌کننده‌ی SiC که با آلیاژ زمینه‌ی Al-4%Cu و به روش ساخت متالورژی پودر مورد بررسی قرار گرفت. ضریب آنی انبساط حرارتی که تابعی از دما است با پیش‌بینی‌هایی از مدل‌های ترموالاستیک بر اساس مدل شاپری و ترنر مورد قیاس قرار گرفت. رفتار انبساط حرارتی وابسته به عواملی گوناگون نظیر میکروساختار، تغییر شکل زمینه و شرایط تنش‌های داخلی است. وابستگی انحلال مس در آلومینیوم به دما روی ضریب انبساط حرارتی آلیاژ زمینه Al-4%Cu تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر رفتار حرارتی کامپوزیت دارد. با توجه به نتایج آزمایشات با افزایش درصد ذرات سرامیکی کاربید سیلیسیم، مقدار ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت کاهش پیدا کرده است.

کلمات کلیدی:

کامپوزیت Al-4%Cu/SiC، ضریب انبساط حرارتی، متالورژی پودر، مدل‌های ترموالاستیک

۱- مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه فلزی Al/SiC که دارای ضریب انبساط حرارتی بین ۶ تا ۱۰ ppm/k، مدول یانگی بین ۱۶۰ تا ۲۱۰ GPa و انتقال حرارت متغیری بین ۱۸۰ تا ۲۱۰ W/m.k دارند که همگی آن‌ها بستگی به آلیاژ زمینه، کسر حجمی ذرات کاربید

در بسته بندی الکترونیک استفاده می‌شوند اغلب در یک محیط خشن حرارتی کار می‌کنند (از قبیل گرم و سرد شدن متوالی) تفاوت زیاد CTE بین تقویت‌کننده و زمینه می‌تواند سبب ایجاد تنش داخلی گردد که باعث تاثیر در عملکرد کامپوزیت‌های زمینه فلزی می‌شود. در حین سرد شدن قطعه از دمای فرایند ساخت تا دمای محیط تنش‌های حرارتی باقیمانده در قطعه به وجود می‌آید که علت آن عدم تطابق CTE بین تقویت‌کننده و زمینه می‌باشد. همچنین مدل‌های تئوری بسیاری (از قبیل مدل اشلیبی^۴ و مدل ax-symmetric) و تکنیک‌های تجربی (از قبیل پراش نوترون و پراش اشعه X) توسعه یافته‌اند و برای آنالیز تنش‌های داخلی استفاده می‌شوند. تاثیر تنش‌های داخلی بر CTE کامپوزیت در طول سیکل حرارتی به ندرت مورد مطالعه قرار گرفته است [۴-۵]. تاثیر سیکل مکانیکی - حرارتی بر رفتار انبساط حرارتی زمینه Al و تقویت‌کننده الیاف B مورد بررسی قرار گرفته است [۶] و گزارش شده است که سیکل مکانیکی - حرارتی می‌تواند تاثیر عالی بر رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت داشته باشد. به هر حال، به تاثیر سیکل حرارتی بر CTE کامپوزیت‌های زمینه Al دارای کسر حجمی زیادی از ذرات SiC توجه کمی شده است. گزارش شده است که سیکل حرارتی می‌تواند باعث ایجاد کرنش پلاستیک و سبب تغییر ابعاد قطعه شود. مدل‌های تئوری بسیار زیادی از کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با الیاف آنالیز شده است و مقایسه نتایج آزمایش به وسیله‌ی تایا^۵ [۷] و همکارانش نشان می‌دهد که تغییرات ابعادی کامپوزیت از ۲ مرحله تشکیل شده است. در مرحله اول، ارتباط بین کرنش پلاستیک و سیکل حرارتی با وجود اثر کرنش سختی زمینه مقدار آن تقریباً خطی است. در مرحله دوم، کرنش پلاستیک به صورت غیر خطی زیاد می‌شود که مرتبط با شتاب فرایند تخریب در مقیاس میکرو می‌باشد. همواره کاربردهای سایشی کامپوزیت‌های Al/SiC مورد توجه بوده است ولی جهت کاربردهای مدیریت حرارتی نیاز به داشتن موادی با خواص فیزیکی مطلوب به ویژه موادی با ضریب انبساط حرارتی پایین است. به این منظور در این پژوهش

سیلیسیم و دما دارد. دمای سرویس‌دهی این کامپوزیت‌ها بین دمای محیط تا ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد است که ممکن است طی فرآیند کاری، دما افزایش قابل توجهی نیز داشته باشد. به طور کلی رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت‌ها نتیجه‌ی چندین پارامتر مختلف مواد از قبیل ترکیبات و ثبات فازهای آن، کسر حجمی ذرات تقویت‌کننده، نحوه‌ی توزیع شدن ذرات تقویت‌کننده در کامپوزیت و عیوبی که در حین تولید ایجاد می‌گردد، است. معمولاً کامپوزیت‌ها با روش ریخته‌گری یا متالورژی پودر تولید می‌شوند که در حین فرآیند تولید، تنش‌های داخلی را بر جای می‌گذارد. به طوری که فرآیند سرد کردن سبب ایجاد عدم انطباق در انبساط حرارتی ترکیبات تشکیل دهنده‌ی کامپوزیت می‌شود. بنابراین سابقه‌ی حرارتی کامپوزیت‌های تولید شده حائز اهمیت می‌باشد [۱-۲]. هوبر^۱ [۲] و همکارانش به بررسی رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت‌های زمینه Al با اندازه‌های متفاوت تقویت‌کننده‌ی SiC تا دمای ۵۰۰ °C پرداختند. هدف توضیح اختلالات در رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت زمینه Al تقویت شده با ۷۰ درصد حجمی ذرات SiC که برای مواد صفحه‌ی پایه در ماژول‌های الکترونیک قدرت بالا استفاده می‌شود، است. آن‌ها دریافتند افزودن ذرات سرامیکی SiC سبب کاهش چشم‌گیر ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al/SiC می‌شود و همچنین افزایش دما باعث افزایش ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al/SiC می‌شود ولی این افزایش خطی نیست. چن^۲ [۳] و همکارانش به بررسی ضریب انبساط حرارتی و کرنش پلاستیک انباشته شده در زمینه کامپوزیت آلومینیوم خالص دارای ۵۰٪ ذرات SiC (سیکل حرارتی در محدوده‌ی دمایی K ۲۹۸-۵۷۳) پرداختند. آزمایش نشان داد که رابطه‌ی بین CTE^۳ کامپوزیت Al/SiC_p و دما غیر خطی است و CTE کامپوزیت می‌تواند به حداکثر مقدار خود در دمای K ۵۳۰ برسد. نتایج نشان داد که اضافه کردن ذرات SiC در زمینه Al می‌تواند باعث کاهش CTE زمینه آلومینیومی شود و کامپوزیت Al/SiC_p می‌تواند به عنوان یک ماده‌ی مناسب و چند کاره برای بسته بندی الکترونیک محسوب شود. کامپوزیت‌های زمینه فلزی که

عامل کنترل کننده‌ی فرآیند و از گاز آرگون برای جلوگیری از اکسید شدن نمونه‌ها در حین آلیاژسازی استفاده شد. پودرهای آسیاب شده با نسبت‌های مختلف کاربید سیلیسیم، توسط پرس سرد یک طرفه werkstoff ۴۰۰ تنی با فشار ۳۸۹ مگاپاسکال فشرده‌سازی شدند. نتیجه کار نمونه‌های استوانه‌ای با قطر ۷ میلی‌متر و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر برای اندازه‌گیری ضریب انبساط حرارتی بود. برای تف‌جوشی نمونه‌های پرس شده از کوره تیوبی مدل TF5/40-1500 استفاده گردید. نمونه‌ها به مدت ۲ ساعت تحت اتمسفر آرگون در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد در کوره تحت عمل تف‌جوشی قرار گرفتند. کوره با نرخ گرم کردن ۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه پس از ۲ ساعت به دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد رسید و در این دما به مدت ۲ ساعت تحت اتمسفر آرگون قرار گرفت. سپس نمونه‌ها در کوره تا رسیدن به دمای محیط نگهداری شدند و پس از زمان مورد نظر از کوره خارج گردیدند.

کامپوزیت Al-4%Cu/SiC به روش متالورژی پودر با درصد‌های مختلف و اندازه ذرات مختلف تقویت کننده تولید گردید و تاثیر کسر حجمی ذرات و اندازه ذرات تقویت کننده بر کاهش ضریب انبساط حرارتی و افزایش پایداری حرارتی کامپوزیت مورد بررسی قرار گرفت.

۲- مواد و روش‌ها

مواد مورد استفاده برای زمینه، پودرهای آلومینیوم و مس می‌باشد که مشخصات این مواد در جدول (۱) آورده شده است. مخلوط پودری شامل آلومینیوم، ۴ درصد وزنی مس به همراه درصد‌های وزنی (۱۰، ۱۵، ۲۰) کاربید سیلیسیم با اندازه ذرات μm (۴۵، ۱۰۰، ۱۵۰) در زمان‌های ۴ ساعت تحت آسیاب کاری قرار گرفتند. مخلوط پودری با سرعت ثابت ۶۰۰ rpm آسیاب کاری شدند، در تمام آزمایش‌ها از کاپ فولادی به عنوان محفظه آسیاب به همراه ۵ گلوله با قطر ۲۰ mm از جنس فولاد زنگ نزن استفاده شد. در این تحقیق نسبت وزنی گلوله به پودر ۱:۲۰ انتخاب گردید. از اسید استتاریک به میزان ۱ درصد، به عنوان

جدول (۱): مشخصات مواد اولیه مورد استفاده

ماده مصرفی	خلوص (درصد)	اندازه ذرات (μm)	شرکت سازنده
آلومینیوم	۹۹/۸	<۴۵	متالورژی پودر خراسان
مس	۹۹/۹	<۶۳	LSM انگلیس
کاربید سیلیسیم	۹۹/۸	<۴۵، <۱۰۰، <۱۵۰	Merck آلمان

شده برای محاسبات CTE حدود μm ۰/۱ تغییر طول یا $^{\circ}\text{C}$ -۶^۶ 10×10^{-6} است.

۳- بحث و نتیجه‌گیری

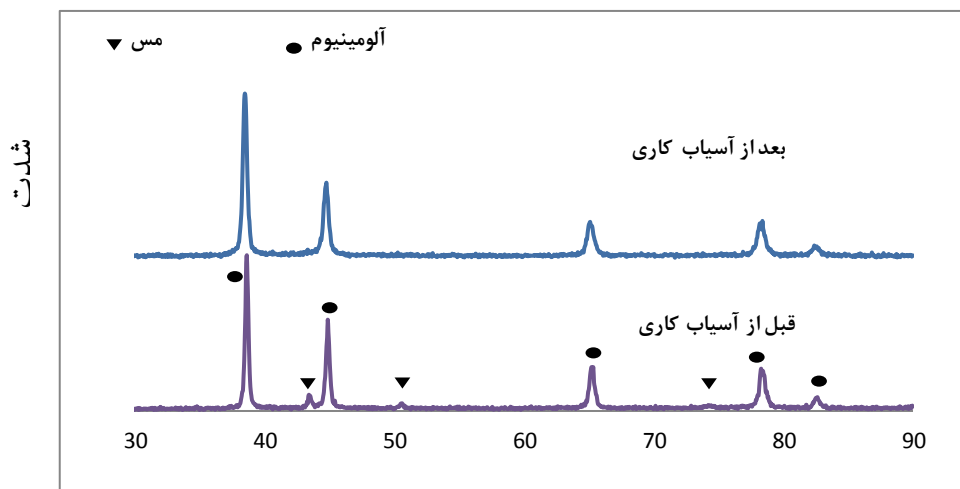
۳-۱- آلیاژسازی مکانیکی

همان‌طور که در شکل (۱) مشاهده می‌شود قبل از آسیاب کاری هیچ گونه برهم‌کنش قابل ملاحظه‌ای بین ذرات آلومینیوم و مس رخ نداده است و تمامی پیک‌های آلومینیوم و مس با ساختار بلوری FCC مشاهده می‌شود. با افزایش زمان آسیاب کاری تا ۴

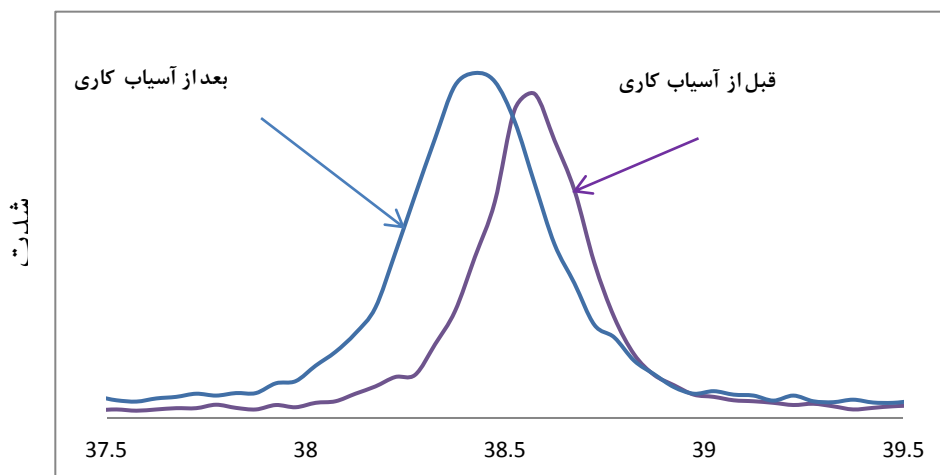
برای تشخیص مورفولوژی ذرات و بررسی ریز ساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل LEO 435VP و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل ZEISS EVO برای بزرگنمایی‌های متفاوت استفاده گردید. به منظور بررسی تغییرات طولی نمونه‌های تف‌جوشی شده در دماهای مختلف از دستگاه دیلاتومتری افقی مدل DIL801 ساخت شرکت Bahr استفاده شد. ضریب انبساط حرارتی نمونه‌ها در محدوده‌ی دمایی دمای محیط تا ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد و با نرخ گرم کردن ۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه اندازه‌گیری شد. حساسیت دستگاه استفاده

تغییر موقعیت پیدا می‌کنند. حذف پیک‌های مس و تغییر موقعیت پیک‌های آلومینیوم حاکی از نفوذ مس به داخل شبکه آلومینیوم است. که نتیجه آن تشکیل محلول جامد و ایجاد ترکیب Al_2Cu می‌باشد [۸].

ساعت تمامی پیک‌های مربوط به مس حذف شده و حلالیت کامل مس در آلومینیوم رخ داده است. با حذف پیک‌های مس مشاهده می‌شود از شدت پیک‌های آلومینیوم نیز کاسته شده و پهن‌تر می‌گردند و با توجه به شکل (۲) به سمت زوایای کمتر



شکل (۱): الگوی پراش اشعه‌ی ایکس برای مخلوط پودری Al-4Cu قبل و بعد از آسیاب کاری مکانیکی



شکل (۲): تغییرات الگوی پراش شاخص‌ترین پیک آلومینیوم قبل و بعد از آسیاب کاری

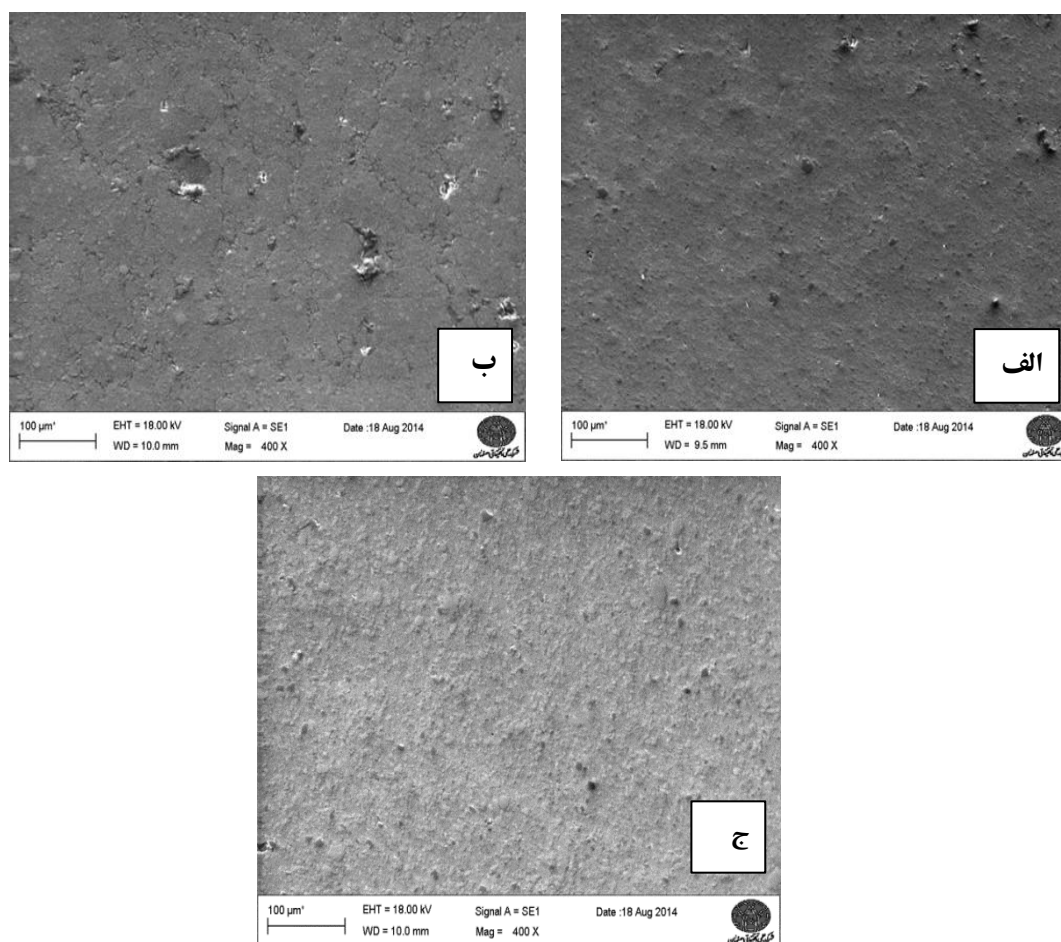
که در تصویر (۳) مشخص است؛ توزیع نسبتاً یکنواختی در تصاویر قابل مشاهده است. با افزایش درصد ذرات SiC توزیع این ذرات در زمینه Al-4%Cu ریزتر و همگن‌تر شده است و ذرات درشت SiC به ندرت دیده می‌شود و توزیع نسبتاً یکنواختی از ذرات SiC را در زمینه نشان می‌دهد که ضریب

۳-۲- میکروساختار

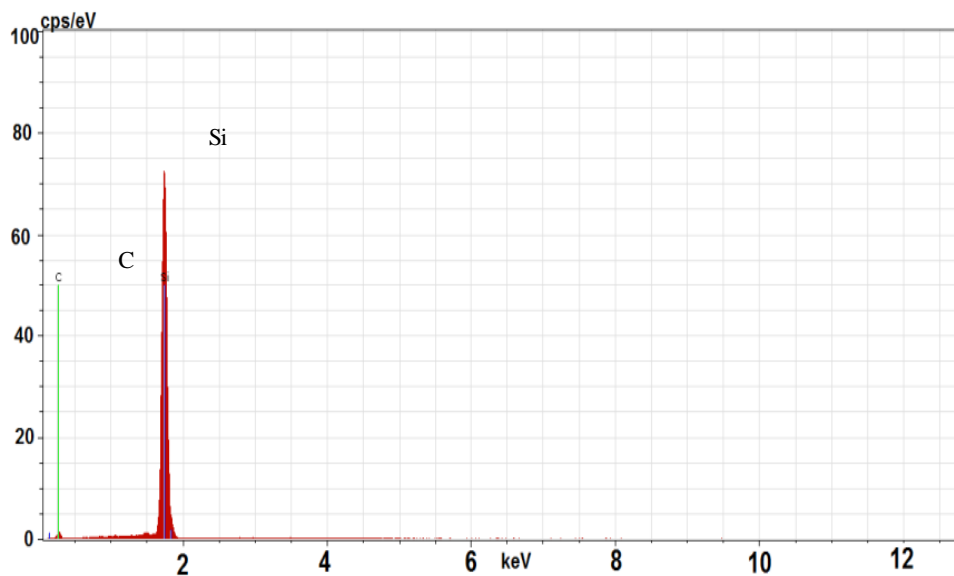
مخلوط پودری آلومینیوم و مس به همراه تقویت کننده SiC پس از فشرده سازی، زینتر شده و کامپوزیت Al-Cu/SiC با روش متالورژی پودر تهیه شد. ریزساختار نمونه‌های کامپوزیتی با کسر حجمی مختلف SiC در شکل (۳) آورده شده است. همان‌طور

(۳) و (۵) تقریباً تخلخل یا حفره‌ای در مرز سطحی بین ذرات SiC و زمینه آلومینیومی مشاهده نمی‌شود که نشان دهنده تراکم مناسب در کامپوزیت است. در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی، ذرات Al_4C_3 مشاهده نمی‌شود که بیان کننده آن است که این ترکیب کاربیدی در حین فرایند تولید تشکیل نشده است که می‌توان علت آن را عدم وجود فاز مایع در حین فرایند تولید دانست. امکان تشکیل فاز جدید در نواحی فصل مشترک زمینه فلزی و ذرات SiC است تشکیل این فاز هر چند در مقدار کم سبب کاهش خواص حرارتی کامپوزیت می‌شود [۹]. به هر حال جزئیات بیشتر توسط تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری مشخص می‌شود که این کار در حال انجام است.

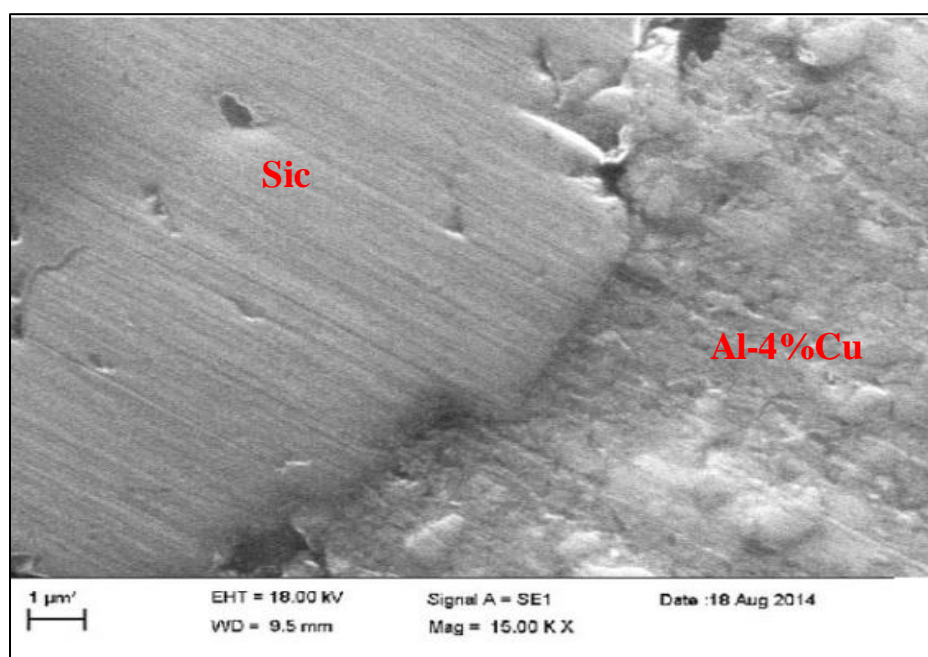
انبساط حرارتی این کامپوزیت می‌تواند به خوبی توسط این توزیع ذرات با افزایش کسر حجمی SiC افزایش یابد. در شکل (۴) آنالیز EDS تایید می‌کند که ذرات تیره رنگ موجود در تصاویر ذرات SiC است. شکل (۵) در بزرگنمایی بالاتر نشان از پیوستگی مناسب بین ذرات SiC و زمینه آلومینیومی دارد. به دلیل نرم بودن زمینه و ترشوندگی بالای آن، زمینه اطراف ذره‌های SiC را به خوبی پوشانده است. این مطلب سبب می‌شود نیروی اعمالی به کامپوزیت توسط هر دو جزء تحمل شود. معمولاً تقویت کننده که مستحکم‌تر و قوی‌تر است تحمل کننده‌ی اصلی بار و زمینه به عنوان انتقال دهنده‌ی نیرو به تقویت کننده است. این پیوستگی در فصل مشترک سبب بهبود خواص مکانیکی در کامپوزیت Al-4%Cu/SiC شده است. در شکل



شکل (۳): تصاویر میکروسکوپی از کامپوزیت با ترکیب الف) Al-4%Cu/10%SiC، ب) Al-4%Cu/15%SiC و ج) Al-4%Cu/20%SiC در ۴ ساعت آسیاب کاری مکانیکی



شکل (۴): آنالیز عنصری EDS از کامپوزیت Al-4%Cu/10%SiC



شکل (۵): بزرگنمایی بالا از فصل مشترک بین ذرات SiC و زمینه Al-Cu

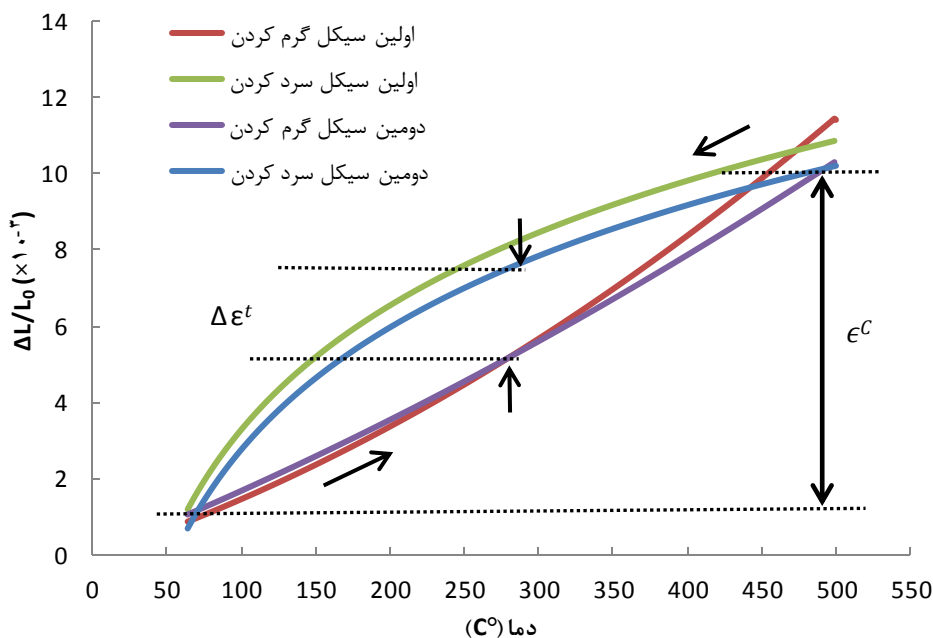
ذرات ۴۵ میکرون در شکل (۶) نمایش داده شده است. به طور معمول ۲ پارامتر برای توصیف این منحنی استفاده می‌شود که در شکل (۶) مشخص شده است. اولین پارامتر ΔE^t است که برای تعیین کمیت هیستریزیس^۶ استفاده می‌شود که اختلافی بین

۳-۳- ضریب انبساط حرارتی

رفتار کرنش حرارتی همه نمونه‌ها در سیکل‌های حرارتی پی‌درپی مورد بررسی قرار گرفت. مشخص شد تنش‌های باقی مانده ناشی از سیکل‌های حرارتی بسیار ناچیز است. منحنی آن برای کامپوزیت حاوی ۱۰ درصد ذرات SiC با متوسط اندازه

سیکل‌های حرارتی می‌شود و اطلاعاتی معادل ضریب انبساط حرارتی حاصل از انطباق خطی بر حسب دما ارائه می‌نماید.

منحنی گرم کردن و سرد کردن بر حسب دما می‌باشد. دومین پارامتر ϵ^c است، که معمولاً مربوط به کرنش حاصله در



شکل (۶): انبساط حرارتی بر حسب دماهای مختلف برای سه سیکل گرم و سرد کردن؛ برای کامپوزیت‌های دارای ۱۰ درصد SiC با مش‌های ۴۵، ۱۰۰ و ۱۵۰ میکرون

$$\Delta\sigma = \beta\mu b\rho^{\frac{1}{2}} \quad (3)$$

که β ثابت ژئومتریکی مربوط به فلز زمینه است که مقدار آن برای آلومینیوم ۱/۲۵ در نظر گرفته شده است [۱۱]. μ بیان کننده‌ی مدول برشی و b بردار برگرز زمینه است. از طرفی دانسیته نابعجایی‌ها از رابطه (۴) به دست می‌آید.

$$\rho = \frac{B\varepsilon V_p}{b(1-V_p)t} \quad (4)$$

که B ثابت ژئومتریکی تقویت کننده که مقدار آن بین ۴ (برای ذراتی که یک بعد آن‌ها از دو بعد دیگر بسیار کوچک‌تر باشد) و ۱۲ (برای ذرات هم‌محور) و t بیان‌گر کوچکترین بعد ذرات است [۱۱-۱۲] که دانسیته نابعجایی را می‌توان سطح ذرات در واحد حجم زمینه تعریف کرد به طوری که:

نتایج تجربی $\Delta\epsilon^f$ برای نمونه‌ها در جدول (۲) گزارش شده است که این داده‌ها برای کامپوزیت حاوی ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد ذرات تقویت کننده بر حسب $\left[\frac{V_p}{(1-V_p)D}\right]^{\frac{1}{2}}$ در شکل (۷) نمایش داده شده است. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش اندازه ذرات هیستریزیس نمودار کاهش پیدا می‌کند. به منظور پیدا کردن ارتباط منطقی بین هیستریزیس و پارامترهای سیستم از روابط زیر استفاده شده است [۱۰].

پارامتر هیستریزیس متناسب است با استحکام ناشی از تفاوت ضریب انبساط حرارتی بین آلومینیم و کاربید سیلیسیم است به طوری که:

$$\Delta\epsilon^f \propto \Delta\sigma \quad (2)$$

این افزایش استحکام به وسیله رابطه زیر محاسبه می‌شود.

همه‌ی ذرات مورد بررسی یکسان در نظر گرفته شده است. نتایج شکل (۷) نیز بیان می‌کند که هیستریزیس با سطح ذرات تقویت کننده در واحد حجم فلز زمینه متناسب است.

نتایج به دست آمده تاکنون به وضوح نشان می‌دهد که انبساط حرارتی ارتباط خطی با دما ندارد که این موضوع توسط نتایج وی [۱۳] و یوجو [۱۴] تأیید می‌شود. با انطباق یک خط بر منحنی (۶) در محدوده دمایی می‌توان از شیب این خط اطلاعات از کرنش (پارامتر ϵ^C) به دست آورد که معمولاً یکی از ویژگی‌های منحنی رفتار حرارتی است. همچنین $\Delta\epsilon^t$ وجود یک هیستریزیس را در بین منحنی‌های گرم-سرد کردن نشان می‌دهد.

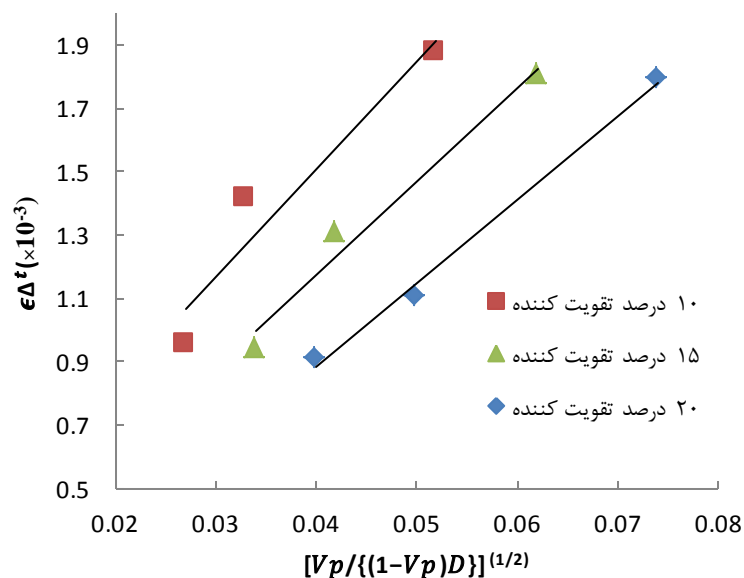
$$\rho = \frac{\epsilon}{b} S_p \quad (5)$$

که در رابطه فوق S_p برای ذرات کروی از رابطه (۶) به دست می‌آید.

$$S_p = \frac{6\lambda V_p}{(1-V_p)D} \quad (6)$$

در رابطه فوق λ پارامتر انحراف از کروی بودن ذرات را بیان می‌کند. به طوری که نسبت λ/D نقش B/t را در رابطه (۴) ایفا می‌کند.

نتایج تجربی $\Delta\epsilon^t$ برای کامپوزیت حاوی ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد ذرات تقویت کننده بر حسب $\left[\frac{V_p}{(1-V_p)D}\right]^{1/2}$ در شکل (۷) نمایش داده شده است که داده‌ها را می‌توان توسط خطوطی منطبق کرد که بیان می‌کند فاکتور ژئومتریک برای



شکل (۷): داده‌های تجربی پارامتر هیستریزیس بر حسب اندازه ذرات تقویت کننده که تابعی از فرمول $\left[\frac{V_p}{(1-V_p)D}\right]^{1/2}$ است که با خطوط به فرمول

$$\Delta\epsilon^t = (0.015 + 29.73 \left[\frac{V_p}{(1-V_p)D}\right]^{1/2}) \times 10^{-3} \quad (\text{برای } 10\% \text{ درصد تقویت کننده}) \quad \Delta\epsilon^t = (0.155 + 33.77 \left[\frac{V_p}{(1-V_p)D}\right]^{1/2}) \times 10^{-3}$$

(برای ۱۵ درصد تقویت کننده) $\Delta\epsilon^t = (0.172 + 26.39 \left[\frac{V_p}{(1-V_p)D}\right]^{1/2}) \times 10^{-3}$ (برای ۲۰ درصد تقویت کننده) منطبق شده است.

جدول (۲): نتایج تجربی برای ضریب انبساط حرارتی و هیستریزیس در منحنی رفتار حرارتی برای کامپوزیت‌های دارای درصد‌های مختلف تقویت کننده با مش بندی متفاوت

(الف): تقویت کننده با کسر حجمی ۱۰ درصد

ضریب انبساط حرارتی (ppm/K)	$\Delta \epsilon^t (\times 10^{-3})$	کسر حجمی تقویت کننده (%)	$D (\mu m)$
۲۰/۲۴	۱/۸۷۶	۱۰	۴۵
۱۹/۴۳	۱/۴۱۵	۱۰	۱۰۰
۱۸/۲۴	۰/۹۵۶	۱۰	۱۵۰

(ب): تقویت کننده با کسر حجمی ۱۵ درصد

ضریب انبساط حرارتی (ppm/K)	$\Delta \epsilon^t (\times 10^{-3})$	کسر حجمی تقویت کننده (%)	$D (\mu m)$
۱۶/۴۲	۱/۸۰۶	۱۵	۴۵
۱۴/۱۴	۱/۳۰۹	۱۵	۱۰۰
۱۳/۸۰	۰/۹۴۱	۱۵	۱۵۰

(ج): تقویت کننده با کسر حجمی ۲۰ درصد

ضریب انبساط حرارتی (ppm/K)	$\Delta \epsilon^t (\times 10^{-3})$	کسر حجمی تقویت کننده (%)	$D (\mu m)$
۱۵/۴۳	۱/۷۹۲	۲۰	۴۵
۱۲/۱۳	۱/۱۰۸	۲۰	۱۰۰
۱۱/۶۲	۰/۹۱۱	۲۰	۱۵۰

تأثیر اندازه ذرات را بیان می‌کند. که این نتایج در تائید شکل (۱۲) است. این شکل نشان می‌دهد، تنها پارامتر مرتبط کسر حجمی ذرات است (این که کامپوزیت با یک توزیع اندازه‌ی ذره یا دو توزیع باشد اهمیتی ندارد).

ضریب انبساط حرارتی که شامل مدل فاز پیوسته‌ی ترد نسبت به کسر حجمی ذرات کاهش خطی دارد. وابستگی قوی ضریب انبساط حرارتی با کسر حجمی ذرات را می‌توان با در نظر گرفتن تفاوت زیاد خواص حرارتی آلومینیوم و کاربید سیلیسیم موجود در جدول (۳) توجیه کرد که مقدار قابل توجهی CTE سرامیک‌ها در مقایسه با آلومینیوم کوچک‌تر است. به این علت با افزایش کسر حجمی ذرات سرامیکی در زمینه آلومینیومی مقدار CTE کاهش می‌یابد.

شکل (۸) نتایج ضریب انبساط حرارتی (انطباق خطی در بازه‌ی ۵۰ تا ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد) بر حسب کسر حجمی ذرات را برای کامپوزیت Al/SiC نمایش می‌دهد که داده‌ها با خط $\alpha = 24.3 - 0.5 V_p$ به خوبی انطباق دارد. این انطباق خطی برای کامپوزیت‌های دارای توزیع ذرات با اندازه ذرات مختلف تقویت کننده تقریباً مقداری برابر است. نتیجه کار تا این جا ارتباط ضریب انبساط حرارتی با کسر حجمی ذرات بدون در نظر گرفتن اندازه ذرات است، که با آنالیز حرارتی به دست می‌آید. وابستگی خطی ضریب انبساط حرارتی با کسر حجمی ذرات تقویت کننده مطابق با نتایج مطالعات اخیر روی رفتار انبساط حرارتی Al/Diamond و Al-Si/Diamond [۱۵] با کسر حجمی ۲۵-۵۵ درصد حجمی تقویت کننده و Al-Si/Graphite [۱۶] برای ۱۳/۷-۷۱/۱ درصد حجمی ذرات گرافیت است.

شایان ذکر است محاسبات عددی گزارش شده در [۱۷] بسیار سازگار با نتایج تجربی حاضر در این تحقیق است. نتایج عدم

$$\alpha^{(+)} = \alpha_p + (\alpha_m - \alpha_p) \frac{K_m (K_p - K_C^{(-)})}{K_C^{(-)} (K_p - K_m)}$$

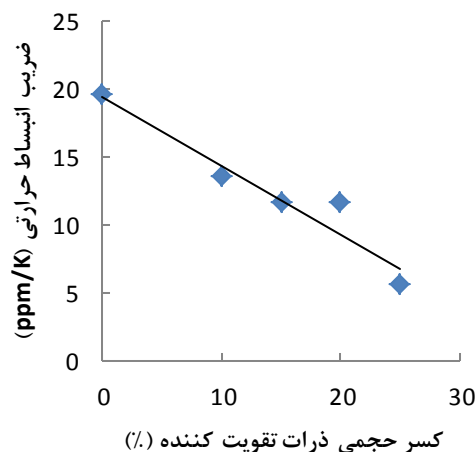
در جایی که $K_C^{(-)}$ مدول بالک کامپوزیت که از رابطه‌ی هاشین-اشتریکمن به دست می‌آید.

$$K_C^{(-)} = K_m + \frac{V_p}{\frac{1}{K_p - K_m} + \frac{V_m}{K_m + \frac{4}{3}\mu_m}}$$

μ_m که در رابطه آورده شده است مدول برشی زمینه است. با تغییر m و p در معادله‌ی می‌توان مدول بالک باند بالایی شارپی را محاسبه کرد.

با جایگزینی مدول بالک در معادله (۸) ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت به دست می‌آید. باند بالایی شارپی هم‌زمان با مدل کرنر بیان می‌شود.

از این مدل‌ها برای بررسی ضریب انبساط حرارتی مواد و محاسبه‌ی آن‌ها استفاده می‌شود. که این نتایج در شکل‌های (۹) رسم شده است. داده‌ها برای محاسبه از جدول (۲) گرفته شده است. نتایج تجربی و باندهای شارپی می‌توانند توسط خطوط مستقیم در بازه‌ای از کسر حجمی ذرات به خوبی انطباق صورت گیرد.



شکل (۸): ضریب انبساط حرارتی بر حسب کسر حجمی ذرات تقویت کننده در بازه دمایی ۵۰ تا ۳۰۰ به همراه خط منطبق شده بر آن با فرمول

$$y = 19.46 - 0.50V_p$$

مدل‌های بسیاری این وابستگی را توضیح می‌دهند که ساده‌ترین آن‌ها قانون مخلوط‌ها است که استفاده از آن به منظور مقایسه شرایط کاری با شرایط ایده‌آل می‌باشد.

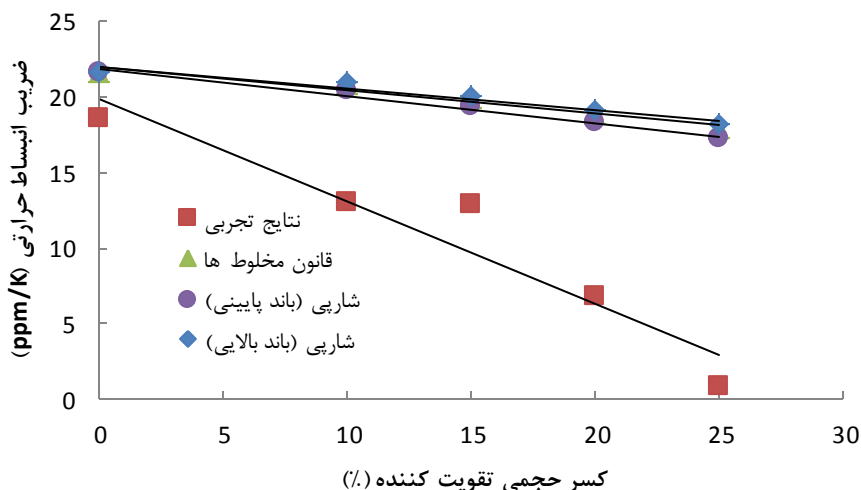
$$\alpha_C = V_p \alpha_p + (1 - V_p) \alpha_m$$

که در این رابطه m و p به ترتیب مربوط به فلز و ذرات تقویت کننده است.

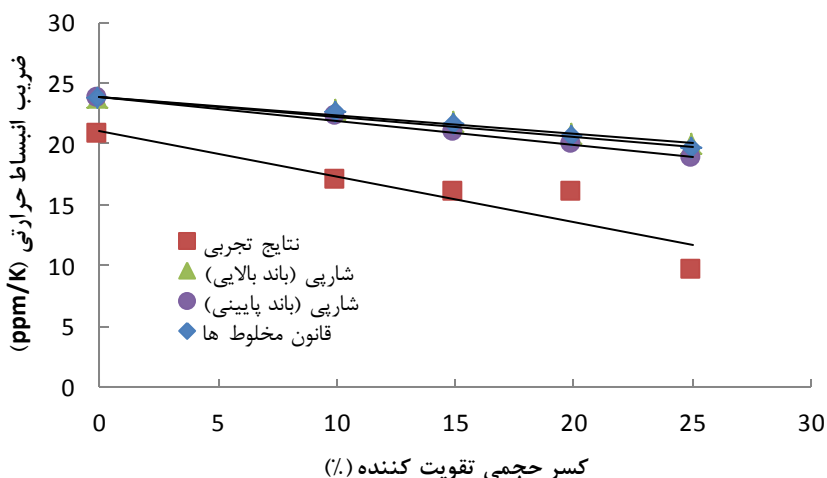
که مدل‌های پیشرفته بر پایه‌ی تئوری‌های ترموالاستیک بنا شده است. مدل شارپی که باندهای بالایی و پایینی از CTE را محاسبه می‌کند. که بیان خاصی از آن آورده شده است.

جدول (۳): خواص آلومینیوم و SiC استفاده شده در محاسبات مدل‌های ترموالاستیک [۱۰]

مواد	دما (°C)	مدول برشی (Gpa)	مدول بالک (GPa)	ضریب انبساط حرارتی (ppm/K)
آلومینیوم	۵۰	۲۷/۲	۶۸/۳	۲۱/۸
	۱۰۰	۲۶/۶	۶۸/۶	۲۲/۴
	۲۰۰	۲۴/۷	۶۶/۲	۲۳/۹
	۳۰۰	۲۴/۱	۵۹/۸	۲۵/۹
	۴۰۰	۲۱/۱۳	۵۴/۹	۲۷/۷
	۵۰۰	۱۹/۱۹	۴۹/۹	۳۰/۴
کاربید سیلیسیم	۵۰-۳۰۰	۱۸۸	۲۲۲	۳/۹
	۴۰۰	۱۸۸	۲۲۲	۴/۱
	۵۰۰	۱۸۸	۲۲۲	۴/۷



شکل (۹): نتایج تجربی و تئوری برای ضریب انبساط حرارتی بر حسب کسر حجمی تقویت کننده، همراه با خطوط منطبق شده به فرمول ($y = 19.88 - 0.8x$) در بازه‌ی دمایی ۱۰۰ تا ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد برای کامپوزیت Al-Cu/SiC با مش ۴۵ میکرون در مقایسه با خطوط مدل‌های پیش‌بینی



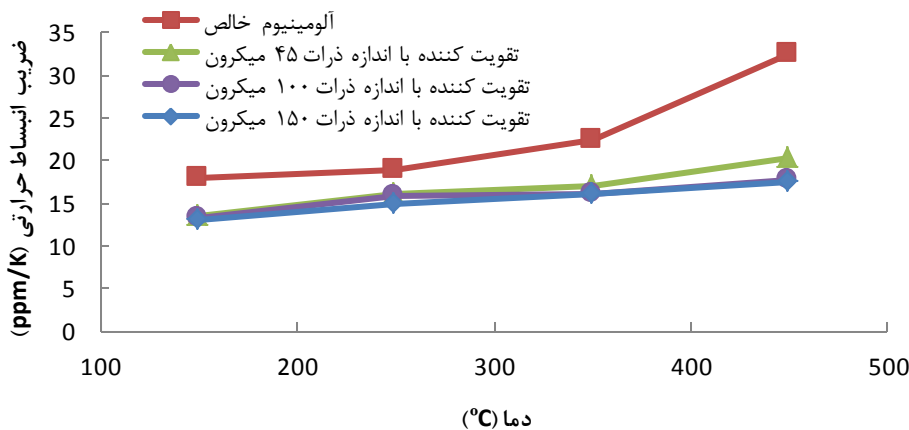
شکل (۱۰): نتایج تجربی و تئوری برای ضریب انبساط حرارتی بر حسب کسر حجمی تقویت کننده، همراه با خطوط منطبق شده به فرمول ($y = 21.08 - 0.38x$) در بازه‌ی دمایی ۲۰۰ تا ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد برای کامپوزیت Al-Cu/SiC با مش ۴۵ میکرون در مقایسه با خطوط مدل‌های پیش‌بینی

از اختلاف بین نتایج تئوری و تجربی می‌توان فهمید هیچ یک از آن دو مدل که با استفاده از تئوری ترموالاستیک پیشرفت کردند تأثیر کرنش داخلی را به حساب نیاوردند. اختلاف عالی بین ضریب انبساط حرارتی Al و ذرات SiC سبب تنش‌ها و افزایش دانسیته‌ی نابجایی‌ها در فلز می‌شود. این یک نتیجه‌ای است که افزایش بیشتر ذرات تقویت کننده سبب سخت شدن فلز می‌شود. مدل‌های قبلی تأثیر این سخت شدن را در نظر نگرفته‌اند. در

همچنین می‌توان به آسانی اشاره کرد که در مقایسه شکل‌های (۹) و (۱۰) در کسر حجمی ثابت در باندهای شارپی با افزایش دما مقدار ضریب انبساط حرارتی افزایش پیدا کرده است. همچنین باید توجه داشت که شیب خط منطبق شده با داده‌های تجربی و نتایج تئوری با افزایش دما تغییر کرده است. نتیجه آن افزایش ضریب انبساط حرارتی آلومینیوم با دما است.

خالص نسبت به کامپوزیت‌ها بیشتر است. همچنین افزایش سرعت برای کامپوزیت‌ها در دماهای بالا نیز گزارش شده است. این نتیجه به علت افزایش تقریبی مقدار ضریب انبساط حرارتی در این بازه‌ی دمایی برای کاربید سیلیسیم است که این رفتار ممکن است برای کاربردهای مهندسی این مواد مفید باشد.

نتیجه مقدار ضریب انبساط حرارتی آزمایشگاهی برحسب کسر حجمی ذرات کمتر از مقدار مدل پیش‌بینی شده‌ی آن است. شکل (۱۲) اندازه‌گیری مقدار CTE بر حسب دما برای Al خالص و کامپوزیت ساخته شده از مش‌بندی ۴۵، ۱۰۰ و ۱۵۰ میکرون ذرات تقویت‌کننده را به تصویر می‌کشد. اولین نتیجه حاصله سرعت افزایش ضریب انبساط حرارتی با دما برای Al



شکل (۱۲): نتایج تجربی برای ضریب انبساط حرارتی بر حسب دما برای آلومینیوم خالص و کامپوزیت‌های آلومینیوم ۱۰ درصد SiC با مش‌بندی ۴۵، ۱۰۰ و ۱۵۰ میکرون؛ خطوط برای راهنمایی دید رسم شده است

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- با استفاده از روش متالورژی پودر می‌توان به توزیع مناسب تقویت‌کننده در زمینه دست یافت.
- ۲- افزایش دما باعث افزایش ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al-4% Cu/SiC می‌شود ولی این افزایش خطی نیست.
- ۳- افزودن ذرات سرامیکی SiC سبب کاهش ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al-4% Cu/SiC می‌شود که رابطه ضریب انبساط حرارتی با کسر حجمی ذرات خطی است، به طوری که با افزودن ۲۵٪ SiC، مقدار ضریب انبساط حرارتی به ۱۵ ppm/K کاهش می‌یابد.
- ۳- اندازه‌ی ذرات تقویت‌کننده تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر انبساط حرارتی کامپوزیت Al-4% Cu/SiC ندارد.

۵- منابع

- [1] T. Schmitt, "Al/SiC composites as a base material for high power", PCIM Europe, Vol. 6, pp. 70-3, 2000.
- [2] T. Huber, H. P. Degischer, G. Lefranc & T. Schmitt, "Thermal expansion studies on aluminium-matrix composites with different reinforcement architecture of SiC particles", Composites Science and Technology, Vol. 66, pp. 2206-2217, 2006.
- [3] J. K. Chen, I. S. Huang, "Thermal properties of aluminum-graphite composites by powder metallurgy", Composites: Vol. 44B, pp. 698-703, 2013.
- [4] B. G. Kim, S. L. Dong & S. D. Park, "Effects of thermal processing on thermal expansion coefficient of a 50 vol. % SiCp/Al composite," Mater. Chem. Phys, vol. 72, pp. 42-47, 2001.

- [15] Y. Zhang, J. Li, L. Zhao, H. Zhang & X. Wanga, "Effect of metalloid silicon addition on densification, microstructure and thermal-physical properties of Al/diamond composites consolidated by spark plasma sintering", *Materials and Design*, Vol. 63, pp. 838–847, 2014.
- [16] C. Zhou, G. Ji, Z. Chen, M. Wang, A. Addad, D. Schryvers & H. Wanga, "Fabrication, interface characterization and modeling of oriented graphite flakes/Si/Al composites for thermal management applications", *Materials and Design*, Vol. 63, pp. 719–728, 2014.
- [17] J. M. Lee, S. K. Lee, S. J. Hong & Y. N. Kwon, "Microstructures and thermal properties of A356/SiCp composites fabricated by liquid pressing method", *Materials and Design*, Vol. 37, pp. 313–316, 2012.
- [5] C. H. Jiang, D. Z. Wang & Z. K. Yao, "Analysis of thermal mismatch stress in the particle reinforced composite", *Act Metall. Sin*, Vol. 36 (5), pp. 555–560, 2000.
- [6] Y. C. Qin, S. Y. He & D. Z. Yang, "Effect of thermal-mechanical cycling on thermal expansion behavior of boron fiber-reinforced aluminum matrix composite," *Mater. Chem. Phys*, Vol. 86, pp. 204–209, 2004.
- [7] M. Taya, W. D. Armstrong & M. Dunn, "Analytical study on dimensional changes in thermally cycling of metal matrix composites," *Mater. Sci. Eng*, Vol. 143A, pp. 143–154, 1991.
- [8] J. B. Fogagnolo, D. Amador, E. M. Ruiz-Navas & J. M. Torralba, "Solid solution in Al–4.5 wt% Cu produced by mechanical alloying", *Materials Science and Engineering A*, vol. 433, pp. 45–49, 2006.
- [9] K. Mizuuchi, K. Inoue, Y. Agari, T. Nagaoka, M. Sugioka, M. Tanaka, T. Takeuchi, J. Tani, M. Kawahara, Y. Makino & M. Ito, "Processing of Al/SiC composites in continuous solid-liquid co existent state by SPS and their thermal properties", *Composites*, vol. 43B, pp. 2012–2019, 2012.
- [10] R. Arpo'n, J. M. Molina, R. A. Saravanan, C. Garc'a-Cordovilla, E. Louis & J. Narciso, "Thermal expansion behaviour of aluminium/SiC composites with bimodal particle distributions", *Acta Materialia*, Vol. 51, pp. 3145–3156, 2003.
- [11] R. J. Arsenault & N. Shi, "Dislocation Generation Due to Differences between the Coefficients of Thermal Expansion", *Materials Science and Engineering*, Vol. 81, pp. 175-187, 1986.
- [12] S. Ochiai, "Mechanical Properties of Metallic Composites", Taylor & Francis, 1993.
- [13] Z. Wei, P. Maa, H. Wanga, C. Zou, S. Scudino, K. Song, K. G. Prashanth, W. Jiang & J. Eckert, "The thermal expansion behaviour of SiCp/Al–20Si composites solidified under high pressures", *Materials and Design*, Vol. 65, pp. 387–394, 2015.
- [14] W. A. Uju & I. N. A. Oguocha, "A study of thermal expansion of Al–Mg alloy composites containing fly ash", *Materials and Design*, Vol. 33, pp. 503–509, 2012.

۶- پی نوشت

- [1] Huber
 [2] Chen
 [3] Coefficient of Thermal Expansion
 [4] Eshelby
 [5] Taya
 [6] Hysteresis