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

مرتضي طيبي ا\*، حسن شريفي ، حميد غيور "

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه شهر کرد، دانشکده فنی و مهندسی، شهر کرد، ایران
 ۲- استادیار، دانشگاه شهر کرد، دانشکده فنی و مهندسی، شهر کرد، ایران
 ۳- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، اصفهان، ایران
 ۳- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، اصفهان، ایران
 ۳- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، اصفهان، ایران

## چکیدہ

در پروژه حاضر، رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت های زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات SiC تا دمای ۵۰۰ درجه سانتی گراد مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور از تجهیزات آنالیز حرارتی استفاده شد. هدف اصلی توضیح حالت رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت های زمینه آلومینیومی تقویت شده با درصدهای مختلف SiC و نیز تأثیر اندازه ی ذرات تقویت کننده بر رفتار حرارتی است، که به عنوان مواد پایه در صنایع الکترونیکی مورد استفاده قرار می گیرند. کامپوزیت های با درصد مختلف تقویت کننده حاوی (۱۰،۱۵،۲۰ و ۲۵/۱۰ و با مش بندی های مختلف (۱۵، ۱۰۰ و ۱۵۰ میکرون) ذرات تقویت کننده ی SiC که با آلیاژ زمینه ی Suc در موالاستیک بر متالورژی پودر مورد بررسی قرار گرفت. ضریب آنی انبساط حرارتی که تابعی از دما است با پیش بینی هایی از مدل های ترموالاستیک بر اساس مدل شاپری و ترنر مورد قیاس قرار گرفت. رفتار انبساط حرارتی که تابعی از دما است با پیش بینی هایی از مدل های ترموالاستیک بر شرایط تنش های داخلی است. وابستگی انحلال مس در آلومینیوم به دما روی ضریب انبساط حرارتی آنیر قابل ملاحظه ای بر رفتار حرارتی کامپوزیت دارد. با توجه به نتایج آزمایشات با افزایش درصد ذرات سرامیکی کارید سیلی مید مالوم می رفتار حرارتی کامپوزیت دارد. با توجه به نتایج آزمایشات با افزایش درصد ذرات سرامیکی کاریید سیلی میدار ضرو انبساط حرارتی کامپوزیت دارد. با توجه به نتایج آزمایشات با افزایش درصد ذرات سرامیکی کاریید سیلیسیم، مقدار ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت کاهش پیدا کرده است.

# کلمات کلیدی:

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

#### ۱ – مقدمه

کامپوزیتهای زمینه فلزی Al/SiC که دارای ضریب انبساط حرارتی بین ۶ تا ۱۰ 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 بندي الكترونيك استفاده مي شوند اغلب در يك محيط خشن حرارتی کار میکنند (از قبیل گرم و سرد شدن متوالی) تفاوت زیاد CTE بین تقویت کننده و زمینه می تواند 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 تنش های حرارتی باقیمانده در قطعه به وجود می آید که علت آن عدم تطابق CTE بین تقویت کننده و زمینه می باشد. همچنین مدل های تئوری بسیاری (از قبیل مدل اشلبی<sup>†</sup> و مدل ax-symmetric) و تکنیکهای تجربی (از قبیل پراش نوترون و پراش اشعه X) توسعه یافتهاند و برای آنالیز تنشرهای داخلی استفاده می شوند. تاثیر تنشرهای 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 تقویت کننده الیاف B مورد بررسی قرار گرفته است[۶] و گزارش شده است که سیکل مکانیکی-حرارتی می تواند تاثیر عالی بر رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت داشته باشد. به هر حال، به تاثیر سیکل حرارتی بر CTE کامپوزیت های زمینه Al دارای کسر حجمی زیادی از ذرات SiC توجه کمی شده است. گزارش شده است که سیکل حرارتی می تواند باعث ایجاد کرنش پلاستیک و سبب تغییر ابعاد قطعه شود. مدل های تئوری بسیار زیادی از کامپوزیت های زمینه فلزی تقویت شده با الیاف آنالیز شده است و مقایسه نتایج آزمایش به وسیلهی تایا<sup>ه</sup> [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 می شود که مرتبط با شتاب فرایند تخریب در مقیاس میکرو میباشد. همواره کاربردهای سایشی کامپوزیتهای Al/SiC مورد توجه بوده است ولي جهت كاربردهاي مديريت حرارتي نياز 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 سرویس دهی این کامپوزیت ها بین دمای محیط تا ۳۰۰ درجه سانتی گراد است که ممکن است طی فرآیند کاری، دما افزایش قابل توجهی نیز داشته باشد. به طور كلى رفتار انبساط حرارتى كامپوزيتها نتيجهى چندين پارامتر مختلف مواد از قبیل ترکیبات و ثبات فازهای آن، کسر حجمی ذرات تقویت کننده، نحوهی توزیع شدن ذرات تقویت کننده در کامپوزیت و عیوبی که در حین تولید ایجاد میگردد، است. معمولاً کامپوزیتها با روش ریخته گری یا متالورژی پودر تولید می شوند که در حین فرآیند تولید، تنش های داخلی را بر جای می گذارد. به طوری که فرآیند سرد کردن سبب ایجاد عدم انطباق در انبساط حرارتی ترکیبات تشکیل دهندهی کامپوزیت مىشود. بنابراين سابقەي حرارتى كامپوزيتھاي توليد شدە حائز اهمیت میباشد[۱–۲]. هوبر <sup>۱</sup> [۲] و همکارانش به بررسی رفتار انبساط حرارتی کامپوزیتهای زمینه Al با اندازههای متفاوت تقویت کنندهی SiC تا دمای C° ۵۰۰ 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 ماژول.های الکترونیک قدرت بالا استفاده می شود، است. آنها دریافتند افزودن ذرات سرامیکی SiC سبب کاهش چشم گیر ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al/SiC می شود و همچنین افزایش دما باعث افزایش ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al/SiC میشود ولی این افزایش خطی نیست. چن<sup>۲</sup> [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 °CTE) پرداختند. آزمایش نشان داد که رابطهی بین CTE کامپوزیت Al/SiC<sub>p</sub> و دما غیر خطی است و CTE کامپوزیت می تواند به حداکثر مقدار خود در دمای K ۵۳۰ برسد. نتایج نشان داد که اضافه کردن ذرات SiC در زمینه Al می تواند باعث كاهش CTE زمينه آلومينيومي شود و كامپوزيت Al/SiCp می تواند به عنوان یک مادهی مناسب و چند کاره برای بسته بندی الکترونیک محسوب شود. کامپوزیتهای زمینه فلزی که

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 سلا (۵، مرا، 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 ۲۰ از جنس فولاد زنگ نزن استفاده شد. در این تحقیق نسبت وزنی گلوله به پودر ۲۰:۱ انتخاب گردید. از اسید استئاریک به میزان ۱ درصد، به عنوان

عامل کنترل کننده ی فرآیند و از گاز آرگون برای جلوگیری از اکسید شدن نمونه ها در حین آلیاژسازی استفاده شد. پودرهای آسیاب شده با نسبت های مختلف کاربید سیلیسیم، توسط پرس سرد یک طرفه ۴۰۰ werkstoff تنی با فشار ۳۸۹ مگاپاسکال فشرده سازی شدند. نتیجه کار نمونه های استوانه ای با قطر ۷ میلی متر و ارتفاع ۱۰ میلی متر برای اندازه گیری ضریب انبساط حرارتی بود. برای تف جوشی نمونه های پرس شده از کوره ساعت تحت اتمسفر آرگون در دمای ۶۰۰ درجه سانتی گراد در کوره تحت عمل تف جوشی قرار گرفتند. کوره با نرخ گرم کردن ۵ درجه سانتی گراد بر دقیقه پس از ۲ ساعت به دمای ۶۰۰ درجه سانتی گراد رسید و در این دما به مدت ۲ ساعت تحت اتمسفر آرگون قرار گرفت. سپس نمونه ها در کوره تا رسیدن به دمای محیط نگه داری شدند و پس از زمان مورد نظر از کوره خارج گردیدند.

شركت سازنده	اندازه ذرات (µm)	خلوص (درصد)	ماده مصرفي
متالورژی پودر خراسان	>40	٩٩/٨	آلومينيوم
LSM انگلیس	<%**	<b>१९</b> /९	مس
Merck آلمان	<10. >1 <40	٩٩/٨	كاربيد سيليسيم

جدول (۱): مشخصات مواد اوليه مورد استفاده

شده برای محاسبات CTE حدود ۱µm ۱/۰ تغییر طول یا ℃<sup>°/ ۶-</sup> ۱۰×۱۱۰ است.

۳- بحث و نتیجه گیری
۳- الیاژسازی مکانیکی
همان طور که در شکل (۱) مشاهده می شود قبل از آسیاب کاری

هیچ گونه برهم کنش 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) LEO مدل 435VP و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) EVO مدل ZEISS با 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 سانتی گراد و با نرخ گرم کردن ۵ درجه سانتی گراد بر دقیقه اندازه گیری شد. حساسیت دستگاه استفاده

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

تغییر موقیعت پیدا میکنند. حذف پیکهای مس و تغییر موقیعت پیکهای آلومینیوم حاکی از نفوذ مس به داخل شبکه آلومینیوم است. که نتیجه آن تشکیل محلول جامد و ایجاد ترکیب Al<sub>2</sub>Cu می باشد[۸].



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

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

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 می شود و توزیع نسبتاً یکنواختی از ذرات SiC را در زمینه نشان می دهد که ضریب

(۳) و (۵) تقریباً تخلخل یا حفرهای در مرز سطحی بین ذرات SiC و زمینه آلومینیومی مشاهده نمی شود که نشان دهنده تراکم مناسب در کامپوزیت است. در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی، ذرات Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> مشاهده نمی شود که بیان کننده آن است که این ترکیب کاربیدی در حین فرایند تولید تشکیل نشده است که می توان 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 می شود[۹]. به هر حال جزئیات بیشتر توسط تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری مشخص می شود که این کار درحال 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 قوی تر است تحمل کننده است. این پیوستگی در فصل مشترک سبب بهبود خواص مکانیکی در کامپوزیت AJ-4% شده است. در شکل





شکل (۳): تصاویر میکروسکوپی از کامپوزیت با ترکیب الف) Al-4%Cu/10%SiC (۵): تصاویر میکروسکوپی از کامپوزیت با ترکیب الف) Al-4%Cu/20%SiC (۳): تصاویر میکروسکوپی از کامپوزیت با ترکیب الف)



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 Δ*t* است که برای تعیین کمیت هیستریزیس<sup>۶</sup> استفاده میشود که اختلافی بین

**۳-۳- ضریب انبساط حرارتی** رفتار کرنش حرارتی همه نمونهها در سیکلهای حرارتی پیدرپی مورد بررسی قرارگرفت. مشخص شد تنشهای باقی مانده ناشی از سیکلهای حرارتی بسیار ناچیز است. منحنی آن برای کامپوزیت حاوی ۱۰ درصد ذرات SiC با متوسط اندازه

منحنی گرم کردن و سرد کردن بر حسب دما میباشد. دومین

یارامتر <sup>`</sup>E است، که معمولاً مربوط به کرنش حاصله در

سیکل های حرارتی می شود و اطلاعاتی معادل ضریب انبساط حرارتی حاصل از انطباق خطی بر حسب دما ارائه می نماید.



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

نتایج تجربی  $\Delta \epsilon^{t}$  برای نمونه ها در جدول (۲) گزارش شده است که این داده ها برای کامپوزیت حاوی ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد ذرات تقویت کننده بر حسب  $\frac{1}{2} \left[ \frac{V_p}{(1-V_p)D} \right]$  در شکل (۷) نمایش داده شده است. نتایج نشان می دهد که با افزایش اندازه ذرات هیستریزیس نمودار کاهش پیدا می کند. به منظور پیدا کردن ارتباط منطقی بین هیستریزیس و پارامترهای سیستم از روابط زیر استفاده شده است.[۱۰]. فریب انبساط حرارتی بین آلومینیم و کاربید سیلیسیم است به طوری که: (۲)

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

که β ثابت ژئومتریک 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 نابجاییها از رابطه (۴) بهدست میآید.

$$\rho = \frac{B\varepsilon V_p}{b\left(1 - V_p\right)t} \tag{6}$$

که B ثابت ژئومتریک تقویت کننده که مقدار آن بین ۴ (برای ذراتی که یک بعد آن ها از دو بعد دیگر بسیار کوچک تر باشد) و ۱۲ (برای ذرات هم محور) و t بیان گر کوچکترین بعد ذرات است [۱۱–۱۲] که دانسیته نابجایی را می توان سطح ذرات در واحد حجم زمینه تعریف کرد به طوری که:

کننده در واحد حجم فلز زمینه متناسب است.

همهی ذرات مورد بررسی یکسان در نظر گرفته شده است. نتایج شکل (۷) نیز بیان می کند که هیستریزیس با سطح ذرات تقویت

نتايج بهدست آمده تاكنون به وضوح نشان مىدهد كه انبساط

حرارتی ارتباط خطی با دما ندارد که این موضوع توسط نتایج وی [۱۳] و یوجو [۱۴] تائید می شود. با انطباق یک خط بر منحنی

(۶) در محدوده دمایی می توان از شیب این خط اطلاعات از

کرنش (یارامتر  $\epsilon^C$ ) 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

$$\rho = \frac{\varepsilon}{b} S_p \tag{(d)}$$

که در رابطه فوق S<sub>p</sub> برای ذرات کروی از رابطه (۶) بهدست میآید.

$$S_{p} = \frac{6\lambda V_{p}}{\left(1 - V_{p}\right)D} \tag{9}$$

در رابطه فوق  $\lambda$  پارامتر انحراف از کروی بودن ذرات را بیان میکند. به طوری که نسبت  $\lambda/D$  نقش B/t را در رابطه (۴) ایفا میکند. نتابج تجربی  $\Delta \epsilon^t$  برای کامیوزیت جاوی ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد



مىدھد.

شکل (۷): داده های تجربی پارامتر هیستریزیس بر حسب اندازه ذرات تقویت کننده که تابعی از فرمول 
$$\frac{1}{2}[\frac{V_p}{\{(1-V_p)D\}}]$$
 است که با خطوط به فرمول شکل (۷): داده های تجربی پارامتر هیستریزیس بر حسب اندازه ذرات تقویت کننده که تابعی از فرمول  $\frac{1}{2}[\frac{V_p}{\{(1-V_p)D\}}]$  است که با خطوط به فرمول  $\Delta \epsilon^t = (0.015 + 33.77[\frac{V_p}{\{(1-V_p)D\}}]^{\frac{1}{2}} \times 10^{-3}$   
 $\Delta \epsilon^t = (0.015 + 29.73[\frac{V_p}{\{(1-V_p)D\}}]^{\frac{1}{2}}) \times 10^{-3}$  (برای ۱۰ درصد تقویت کننده)  $\Delta \epsilon^t = (0.172 + 26.39[\frac{V_p}{\{(1-V_p)D\}}]^{\frac{1}{2}}) \times 10^{-3}$   
(برای ۱۵ درصد تقویت کننده)  $10^{-3} = (1000 + 1000)$ 

متفاوت

۱۰ درصد	حجمى	کسر	کننده با	تقويت	(الف):
---------	------	-----	----------	-------	--------

ضریب انبساط حرارتی (ppm/K)	$\Delta \epsilon^{t} (\times 10^{-3})$	کسر حجمي تقويت کننده (٪)	$D\left(\mu m ight)$
20/26	١/٨٧٦	۱.	40
19/43	1/410	۱.	۱۰۰
۱۸/۲۴	•/909	۱۰	10.

(ب): تقویت کننده با کسر حجمی ۱۵ درصد

	D (µm)	کسر حجمي تقويت کننده (٪)	$\Delta \epsilon^{t} (\times 10^{-3})$	ضریب انبساط حرارتی (ppm/K)
	40	10	١/٨٠۶	18/42
	1	10	۱/۳۰۹	14/14
	10.	10	•/941	١٣/٨٠
): تقويت كننده با	ا کسر حجمی ۲۰ درم	مد ا		
	$D\left(\mu m ight)$	کسر حجمي تقويت کننده (٪)	$\Delta \epsilon^{t} (\times 10^{-3})$	ضریب انبساط حرارتی (ppm/K)
	40	۲.	1/191	10/44
	۱۰۰	۲.	١/١٠٨	17/18
	10.	Υ.	•/٩١١	11/88

شکل (۸) نتایج ضریب انبساط حرارتی (انطباق خطی در بازه ی ۰۵ تا ۳۰۰ درجه سانتی گراد) بر حسب کسر حجمی ذرات را برای کامپوزیت Al/SiC نمایش می دهد که داده ها با خط برای کامپوزیت های دارای توزیع ذرات با اندازه ذرات مختلف برای کامپوزیت های دارای توزیع ذرات با اندازه ذرات مختلف ارتباط ضریب انبساط حرارتی با کسر حجمی ذرات بدون در نظر گرفتن اندازه ذرات است، که با آنالیز حرارتی به دست نظر گرفتن اندازه ذرات است، که با آنالیز حرارتی به دست انبساط حرارتی المای با نتایج مطالعات اخیر روی رفتار درات تقویت کننده مطابق با نتایج مطالعات اخیر روی رفتار Al-Si/Diamond و Al/Diamond دارتی با کسر حجمی ۵۵–۲۵ درصد حجمی تقویت کننده و ۱۳/۱ درصد می آیان ذکر است محاسبات عددی گزارش شده در [۱۷] بسیار شایان ذکر است محاسبات عددی گزارش شده در [۱۷] بسیار سازگار با نتایج تجربی حاضر در این تحقیق است. نتایج عدم

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 پیوسته ی ترد نسبت به کسر حجمی ذرات کاهش خطی دارد. وابستگی قوی ضریب انبساط حرارتی با کسر حجمی ذرات را می توان 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 آلومینیم کوچک تر است. به این علت با افزایش کسر حجمی ذرات سرامیکی در زمینه آلومینومی مقدار CTE کاهش می یابد.

$$\begin{aligned} \alpha^{(+)} &= \alpha_p + \\ (\alpha_m - \alpha_p)^{K_m (K_p - K_C^{(-)})} / K_C^{(-)} (K_p - K_m) \\ & \text{ constants of } K_C^{(-)} = K_m + \frac{K_C^{(-)}}{K_C^{(-)} K_C^{(-)}} \\ & \text{ solution of } K_C^{(-)} = K_m + \frac{V_p}{\frac{1}{K_p - K_m} + \frac{V_m}{K_m + \frac{4}{3}\mu_m}} \end{aligned}$$

*μ<sub>m</sub>* که در رابطه آورده شده است مدول برشی زمینه است. با تغییر m و q در معادلهی می توان مدول بالک باند بالایی شارپی را محاسبه کرد. با جایگزینی مدول بالک در معادله (۸) ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت بهدست می آید. باند بالایی شارپی همزمان با مدل کرنر بیان می شود. از این مدلها برای بررسی ضریب انبساط حرارتی مواد و محاسبهی آنها استفاده می شود. که این نتایج در شکلهای (۹) رسم شده است. دادهها برای محاسبه از جدول (۲) گرفته شده است. نتایج تجربی و باندهای شارپی می توانند توسط خطوط مستقیم در بازهای از کسر حجمی ذرات به خوبی انطباق صورت گیرد.



مدل های بسیاری این وابستگی را توضیح میدهند که ساده ترین آنها قانون مخلوط ها است که استفاده از آن به منظور مقایسه شرایط کاری با شرایط ایده آل می باشد.  $\alpha_{C} = V_{p} \alpha_{p} + (1 - V_{p}) \alpha_{m}$ 

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 شاریی که باندهای بالایی و پایینی از CTE را محاسبه

مي كند. كه بيان خاصي از آن آورده شده است.

ضريب انبساط حرارتي (ppm/K) مدول بالک (GPa) مدول برشي (Gpa) دما (C°) مواد ۲١/٨ ۶۸/۳ ۲٧/۲ ۵۰ آلومينيوم 27/4 91/9 1919 1... 13/9 99/8 14/V ۲., ۵٩/٨ 14/1 ۳., ۲۵/۹ ۴. . ۲٧/٧ 54/9 11/17 19/19 ۳./۴ 49/9 ۵۰۰ ۳/۹ 111 ۱۸۸ ۵۰-۳۰۰ كاربيد سيليسيم ۴/۱ 111 ۱۸۸ 4.. ۴/۷ 111 ۱۸۸ ۵. .

١.	ترموالاستيك[	محاسبات مدلهاي	و SiC استفاده شده در	جدول (٣): خواص آلومينيوم
----	--------------	----------------	----------------------	--------------------------



شکل (۹): نتایج تجربی و تئوری برای ضریب انبساط حرارتی بر حسب کسر حجمی تقویت کننده، همراه با خطوط منطبق شده به فرمول (۷.۳ – 19.88 – ۷) در بازهی دمایی ۱۰۰ تا ۱۵۰ درجه سانتی گراد برای کامپوزیت Al-Cu/SiC با مش ۴۵ میکرون در مقایسه با خطوط مدل های پیش بینی



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 سانتی گراد برای کامپوزیت Al-Cu/SiC با مش ۴۵ میکرون در مقایسه با خطوط مدل.های پیش بینی

از اختلاف بین نتایج تئوری و تجربی می توان 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 AI و ذرات SiC سبب تنش ها و افزایش دانسیتهی نابجایی ها در فلز می شود. این یک نتیجه ای است که افزایش بیشتر ذرات تقویت کننده سبب سخت شدن فلز می شود. مدل های قبلی تأثیر این سخت شدن را در نظر نگرفته اند. در همچنین می توان 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 تغیر کرده است. نتیجه آن افزایش ضریب انبساط حرارتی آلومینیوم با دما است. خالص نسبت به کامپوزیتها بیشتر است. همچنین افزایش سرعت برای کامبوزیتها در دماهای بالانه: 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 کاربر دهای مهندسی این مواد مفید باشد.

نتیجه مقدار ضریب انبساط حرارتی آزمایشگاهی برحسب کسر حجمی ذرات کمتر از مقدار مدل پیش بینی شدهی آن است. شکل (۱۲) اندازه گیری مقدار CTE بر حسب دما برای AI خالص و کامپوزیت ساخته شده از مش بندی ۴۵، ۱۰۰و ۱۵۰ میکرون ذرات تقویت کننده را به تصویر می کشد. اولین نتیجه حاصله سرعت افزایش ضریب انبساط حرارتی با دما برای AI



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

٥- منابع

- 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.

# ٤- نتیجه گیری

حرارتی کامپوزیت Al-4%Cu/SiC ندارد.

- [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.

rcv

٦- پي نوشت

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

- [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. Garcı'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.