



نشریه علمی پژوهشی

علوم و فناوری کامپوزیت

http://jstc.iust.ac.ir



مشخصه‌یابی سیکل‌های حرارتی و مطالعه رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت آلیاژ Al-4%Cu تقویت شده با ذرات SiC

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

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه شهرکرد، شهرکرد

۲- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه شهرکرد، شهرکرد

۳- استادیار، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، مهندسی مواد، واحد نجف‌آباد، دانشگاه آزاد اسلامی نجف‌آباد، اصفهان

*M.Tayebi@stu.sku.ac.ir، ۸۸۱۷۶-۵۳۸۴۹

اطلاعات مقاله

دریافت: ۹۴/۲/۲۶

پذیرش: ۹۴/۴/۲۲

کلیدواژگان:

انبساط حرارتی

سیکل‌های حرارتی

مدل ترموالاستیک

کامپوزیت‌های زمینه آلومینوم

چکیده

اگرچه در حال حاضر کامپوزیت Al/SiC موضوع تحقیق‌های زیادی است اما توجه کمتری به خواص فیزیکی و به‌ویژه پایداری ابعادی آن شده است. به‌همین دلیل سعی بر آن شده است که در این پژوهش به بررسی خواص حرارتی-فیزیکی این کامپوزیت‌ها و مدل‌های ارائه شده برای این خواص پرداخته شود. به این منظور ابتدا آلیاژ Al/4%Cu به روش آلیاژسازی مکانیکی تولید شد و سپس کامپوزیت آلومینوم با درصد‌های مختلف کاربید سیلیسیم (با اندازه ذرات متفاوت) به روش متالورژی پودر ساخته شد. با انجام آزمون حرارتی بر روی کامپوزیت‌های Al-4%Cu/SiC مشخص شد که با افزایش کسر حجمی ذرات SiC تا ۲۵ درصد، ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت به‌صورت خطی کاهش یافته است که این امر حاکی از حضور ذرات سرامیکی با ضریب انبساط حرارتی بسیار کم در کامپوزیت است و همچنین نتایج بیانگر این بوده است که با افزایش دما تا ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد ضریب انبساط حرارتی تا ۲۰/۶ برای کامپوزیت دارای ۱۵ درصد ذرات تقویت‌کننده افزایش یافته ولی این افزایش خطی نبوده است. آزمون‌های حرارتی به‌منظور بررسی تأثیر اندازه ذرات تقویت‌کننده بر ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al-4%Cu/SiC انجام گرفت. با توجه به آزمایش‌ها مشخص شد که اندازه ذرات تقویت‌کننده تأثیر محسوسی بر ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت ندارد ولی به میزان ۰/۸٪ سبب کرنش حرارتی کامپوزیت می‌شود.

Characterization of thermal cycles and investigation of thermal expansion behavior of the Al-4%Cu composite alloy reinforced by SiC particles

Morteza Tayebi^{1*}, Hasan Sharifi¹, Hamid Ghayour²

1- Department of Material Engineering, Shahr-e-Kord University of Science and Technology, Shahr-e-Kord, Iran.

2- Advanced Materials Research Center, Department of Material Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Isfahan, Iran.

*P.O.B. 88176-53849, Shahr-e-Kord, Iran, M.Tayebi@stu.sku.ac.ir

Keywords

Thermal expansion
Thermal cycles
Thermo-elastic model
Aluminum matrix composites

Abstract

Although Al/SiC composite has attracted much attention of the researchers, no due attention has been paid so far to its physical properties particularly its dimensional stability. Therefore, the objective of this research is to investigate the thermal-physical properties of these composites and the presented models of these properties. Initially, the Al/4%Cu alloy was prepared by mechanical alloying, and then the aluminum composite was synthesized with different percentages of silicon carbide (with different particle sizes). To characterize the composite hardness and density tests were performed. Thermal test on the Al-4%Cu/SiC composites revealed that with increase of volume fraction of SiC particles up to 25%, thermal expansion coefficient of the composite has decreased linearly, which indicates the presence of ceramic particles with very low thermal expansion coefficient in the composite. Also, these results reveal that with increase of temperature up to 500°C, thermal expansion coefficient has increased up to 20.6 for the composite with 15% of reinforcement particles, although this increase is not linear. In order to investigate the effect of the reinforcement particles size on thermal expansion coefficient of the Al-4%Cu/SiC composite thermal tests were performed which indicated that the reinforcement particles size has no conspicuous effect on thermal expansion coefficient of the composite but causes a thermal strain of 0.8% in the composite to some extent.

-۱ مقدمه

قطعات مدیریت حرارتی سوق می‌دهد. برای فهمیدن بیشتر کارکرد بالا و عمر

بیشتر و ضریب اطمینان بالا بسیار حائز اهمیت است که قطعات بسته بندی

الکترونیک، ضریب انبساط حرارتی بسیار پایین به همراه انتقال حرارتی بالا

در صنایع میکروالکترونیک با افزایش قدرت و ادامه‌ی کوچک سازی قطعات

الکترونی و استفاده از نیمه‌هادی‌ها تحقیقات علمی را به سمت چالش بزرگ

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

Tayebi, M. Sharifi, H. and Ghayour, H., "Characterization of thermal cycles and investigation of thermal expansion behavior of the Al-4%Cu composite alloy reinforced by SiC particles", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 2, No. 2, pp. 55-62, 2015.

با عنوان مثال وو^[۱۰] با آلیاژسازی زمینه با مس که عنصری با انتقال حرارت بالا است، گزارش کرد که انتقال حرارت به 330 W/mK با 65% الماس با ذراتی به قطر 150 میکرون رسیده است در حالی که CTE به مقدار $6 \times 10^{-6} \text{ K}$ کاهش یافته است. این بهبود خاص به علت افزایش استحکام فصل مشترک فلز-سرامیک است که مکانیزیم این افزایش استحکام مرتبط با رسوب فاز Al_2Cu در فصل مشترک است.

بر اساس دیگرام فازی Al-Cu، در دمای اتاق وقتی که مس بیش از 3% وزنی به زمینهی آلومینیومی اضافه گردد فاز دوم Al_2Cu تشکیل می‌شود. تغییر ضریب انبساط حرارتی با دما برای کامپوزیت‌ها Al-Cu/Diamond مورد بررسی قرار گرفته است [۱۱]. بدیهی است که ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al-Cu/Diamond که از ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al/Diamond پایین‌تر است. در بازه‌ی دمایی 323 K تا 573 K که کامپوزیت زمینه آلومینیوم خالص بالاترین ضریب انبساط حرارتی را در رنج 13 ppm/K تا 21 ppm/K که در مقایسه با 6 ppm/K تا 11 ppm/K برای کامپوزیت زمینه Al-Cu است. به طوری که ضریب انبساط حرارتی از دمای 323 K و دمای 473 K از 54% تا 48% کاهش می‌یابد. کاهش ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al-Cu/Diamond را باید به پیوندهای سطحی بین ذرات Diamond و زمینهی Al-Cu نسبت داد.

افزودن مس در یک بازه‌ی کم در حدود 3 تا 5% وزنی تغییر ضریب انبساط حرارتی با افزایش مس برای کامپوزیت Al-Cu/Diamond خفیف است. همچنین می‌توان اشاره کرد که ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت‌های زمینه Al-Cu نسبت به کامپوزیت زمینه Al خالص با افزایش دما، به طور آهسته افزایش می‌یابد [۱۲]. مواد مورد نیاز برای بسته‌بندی الکترونیک باید با موادی که دارای ضریب انبساط حرارتی در رنجی از 4 ppm/K تا 6 ppm/K در دمای اتاق مطابقت داشته باشد. که نتایج این آزمایشات نشان داده است آلیاژسازی مس یک راه مؤثر برای بهینه‌کردن CTE کامپوزیت Al/Diamond در کاربردهای بسته‌بندی الکترونیک می‌باشد [۱۳]. چن^[۱۴] و همکارانش به بررسی اثر سیکل حرارتی بر روی کامپوزیت‌های Al/SiC و همچنین بررسی ضریب انبساط حرارتی این کامپوزیت‌ها در مقابل مقدار سیکل حرارتی متفاوت پرداختند و نیز ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت‌های Al/SiC در دماهای مختلف مورد مطالعه قرار دادند. نتایج نشان داد که تنش در یک سیکل حرارتی مرکب از بخش الاستیک اولیه و به دنبال آن بخش پلاستیک است. می‌توان دید که (۱) اضافه کردن ذرات SiC می‌تواند به طور قابل توجهی باعث کاهش CTE آلومینیوم شود. (۲) تغییر قابل توجهی برای ۲ ماده در طول سیکل حرارتی وجود ندارد.

همچنین کرنش پلاستیک در طول سیکل حرارتی مشاهده می‌شود. یکی از مدل‌های که برای پیش بینی ضریب انبساط حرارتی برای کامپوزیت‌های زمینه فلزی گسترش یافته است، مدل ترنر^۷ و اشلیبی^۸ است که برای محاسبه ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al/SiC استفاده می‌شود. وو^۸ و همکاران [۱۵] کامپوزیت‌های زمینهی Al-Cu تقویت شده با الماس ساخته شده توسط فرایند ریخته‌گری کوبشی را مورد مطالعه قرار دادند. مس اضافه شده به زمینه آلومینیومی دارای مقداری متفاوت در رنج صفر تا 3 درصد وزنی است که به بررسی اثر آن بر هدایت حرارتی و رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت Al-

داشته باشند. تا حد امکان به طور مؤثر و پراکنده حرارت را منتقل کنند در حالی که لازم است این قطعات در کاربردهای بسته‌بندی الکترونیک CTE کمتر از 10 ppm/K داشته باشند. که مقدار کم CTE سبب کاهش تنش‌های حرارتی ناشی از عدم انطباق بین اجزا کامپوزیت می‌شود [۲۰۱]. نیاز به مواد حرارتی سبب شده که توجه محققین به سوی خواص حرارتی مواد معطوف شود. میزوموتو [۲] مطالعاتی را پیرامون رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت‌های Al-Cu/SiC با کسر حجمی‌های 20 و 40 درصد تقویت‌کننده انجام داده است. نتایج نشان داد که در طی سیکل‌های حرارتی هیچ گونه تغییراتی در ریزساختار مشاهده نشده است و همچنین هیچ گونه جدایشی در فصل مشترک زمینه با تقویت‌کننده به وجود نیامده است. علت اصلی این امر مربوط به ایجاد ترکیب کاربیدی در فصل مشترک تقویت‌کننده و زمینه فلزی در حین فرایند تولید است. که سبب ایجاد باندهای قوی بین SiC و آلومینیوم شده است. با انجام این آزمایش ضریب انبساط حرارتی برای کامپوزیت دارای 20 درصد تقویت‌کننده به 19 ppm/K و برای کامپوزیت دارای 40 درصد تقویت‌کننده به 16 ppm/K رسیده است. چن^[۴] بر روی رفتار حرارتی کامپوزیت‌های Al/Graphite با روش متالورژی پودر تحقیقاتی را انجام داده است. با متغیر قرار دادن کسر حجمی گرافیت از 10 تا 90 درصد به ارتباط CTE کامپوزیت با کسر حجمی ذرات تقویت‌کننده پرداختند و به این نتیجه رسیدند که CTE کامپوزیت در جهت موازی تقویت‌کننده با CTE کامپوزیت در جهت عمود بر تقویت‌کننده متفاوت است. به طوری که با اضافه کردن گرافیت به زمینه آلومینیومی CTE کامپوزیت در جهت موازی صفحات گرافیت از $16/9 \text{ ppm/K}$ به $2/5$ - کاهش یافته است و در جهت عمود بر آن CTE از $15/2 \text{ ppm/K}$ به $10/1$ رسیده است. علت کاهش شدید CTE در جهت صفحات گرافیت تا این حد را می‌توان به خصوصیات باندهای ون‌دروال مرتبط دانست که مدول گرافیت در این جهت در مقایسه با مدول آلومینیوم نسبتاً کم است. در نتایج ارائه شده مشخص شد که در مقدار 15% تقویت‌کننده سرعت کاهش CTE شدیدتر است که علت آن را می‌توان به جهت گیری گرافیت مرتبط دانست.

ژیو^[۵] به بررسی رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت SiCp/A356 پرداخت. نتایج نشان داد که زمینه تاثیر چندانی بر CTE کامپوزیت ندارد به این منظور با ایجاد محلول جامد و انجام عملیات حرارتی توانست تاثیر زمینه در کاهش CTE را افزایش دهد. با ایجاد فاز $\alpha\text{-Al(Si)}$ و ترکیب $\text{Al}_{3.21}\text{Si}_{4.7}$ و انجام عملیات حرارتی سبب کاهش CTE زمینه شد.

انتقال حرارت فلزات خالص Al و Cu مطلوب است. در حالی که ضریب انبساط حرارتی آن‌ها در حدود 17 ppm/K تا 23 است که سبب شده مناسب برای کاربردهای الکترونیکی نباشند [۷،۶]. تقویت‌کننده‌هایی چون الماس و SiC با ضریب انبساط حرارتی بسیار پایین در حدود $4-2 \text{ ppm/K}$ هستند که پایداری ابعادی در محدوده کاربردهای الکترونیکی را فراهم می‌کنند [۷،۸]. کامپوزیت‌های فلز/الماس (فلز= آلومینیوم، مس، نقره) خواص حرارتی عالی با انتقال حرارتی در حدود 600 W/m.K را دارا می‌باشند [۹]. به هر حال کاربرد این قطعات محدودیت‌هایی دارد زیرا ذرات الماس قیمت قطعات را بالا برده و همچنین ماشینکاری ضعیف این نوع از کامپوزیت‌ها محدودیت دیگر این قطعات است. آلیاژسازی زمینه یک روش متداول برای بهبود فصل مشترک بین زمینه آلومینیوم و SiC به شمار می‌رود.

4. Wu
5. Chen
6. Turner
7. Eshelby
8. Wu

1. Mizumoto
2. Chen
3. Zhiwu

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 شده برای محاسبات CTE حدود $0.1 \mu\text{m}$ تغییر طول یا $10^{-6} / ^\circ\text{C}$ است.

جدول ۱ مشخصات مواد اولیه مورد استفاده

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

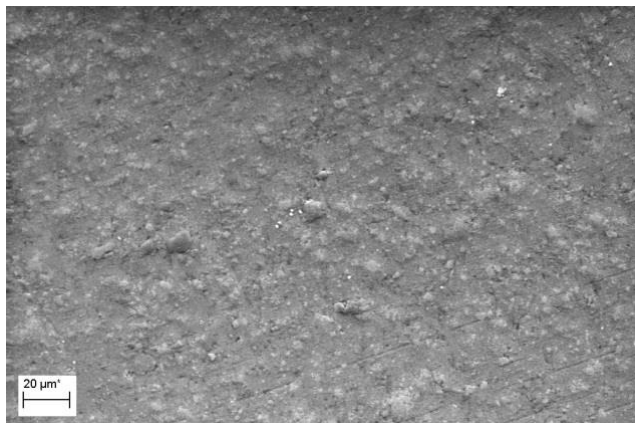
۳- بحث و نتیجه‌گیری

۳-۱- میکروساختار

در شکل ۱ ریزساختار کامپوزیت Al-4%Cu/20%SiC (Al-4Cu/20SiC) نمایش داده شده است به طوری که در شکل ساختاری متراکم و همگن مشاهده می‌شود و به ندرت ذرات خوشه‌ای در ریزساختار دیده می‌شود و توزیع نسبتاً یکنواختی از ذرات SiC را در زمینه نشان می‌دهد که ضریب انبساط حرارتی این کامپوزیت می‌تواند به خوبی توسط این توزیع ذرات با افزایش کسر حجمی SiC افزایش یابد. در شکل ۲ در بزرگنمایی بالاتر نشان می‌دهد که ذرات خوشه‌ای در ساختار دیده نمی‌شود و همچنین جدایشی در فصل مشترک ذرات تقویت کننده و زمینه وجود ندارد.

در شکل ۳ فصل مشترک بین ذرات SiC و زمینه آلومینیومی در بزرگنمایی بالایی مشاهده می‌شود. به دلیل نرم بودن زمینه و ترشوندگی بالای آن، زمینه اطراف ذره‌های SiC را به خوبی پوشانده است.

به طوری که پیوستگی مناسبی بین زمینه و تقویت کننده برقرار شده 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.



شکل ۱ تصویر میکروسکوپی از کامپوزیت Al-4Cu/20SiC در مقیاس ۲۰ میکرومتر

Cu/Diamond پرداخته شده است. اندازه‌گیری هدایت حرارتی کامپوزیت Al-Cu/Diamond نشان می‌دهد با اضافه کردن Cu در رنج صفر تا ۳٪ وزنی مقدار هدایت حرارتی از ۲۱۰ به ۳۳۰ W/mK افزایش می‌یابد. بر این اساس، ضریب انبساط حرارتی مناسب و سازگار برای نیمه هادی‌ها در کاربردهای بسته‌بندی الکترونیک در بازه‌ی ۶ ppm/K تا ۱۳ ppm/K می‌باشد. افزایش هدایت حرارتی و کاهش ضریب انبساط حرارتی به پیوندهای فصل مشترک در کامپوزیت Al-Cu/Diamond نسبت داده شده است. اضافه کردن Cu سبب کاهش نقطه‌ی ذوب و در نتیجه‌ی آن تشکیل فاز Al₂Cu در زمینه‌ی Al می‌شود. این مکانیزم اصلی برای تقویت استحکام فصل مشترک کامپوزیت Al-Cu/Diamond است. نتایج نشان می‌دهد آلیاژسازی مس یک تأثیری برای پیشبرد پیوندهای فصل مشترک بین Al و الماس است. با گسترش تکنولوژی میکروالکترونیک‌ها، هدایت حرارتی موادی که نمی‌توانند برای بسته بندی الکترونیک که برای تجهیزاتی چون سینک حرارتی و انتشار حرارتی استفاده شوند. کاربید سیلیسیم دارای ضریب انبساط حرارتی پایینی است و با کامپوزیت کردن آن می‌توان به هدایت حرارتی بالا و پایداری ابعاد مناسبی رسید.

در مقاله پیشرو هدف اصلی تولید قطعاتی با ضریب انبساط حرارتی کم و انتقال حرارت بالا برای کاربردهای الکترونیکی است. به این منظور از آلیاژ آلومینیوم با انتقال حرارت بالا استفاده شد و سعی شد با کامپوزیت سازی آلیاژ با ذرات SiC ضریب انبساط حرارتی کاهش یابد در حالی که انتقال حرارت آلیاژ کاهش چندانی نداشته باشد.

۲- مواد و روش‌ها

مواد مورد استفاده برای زمینه، پودرهای آلومینیوم و مس است. که مشخصات این مواد در جدول ۱ آورده شده است. مخلوط پودری شامل آلومینیوم، ۴ درصد وزنی مس به همراه ۱۰، ۱۵، ۲۰ و ۲۵ درصد وزنی کاربید سیلیسیم با اندازه ذرات ۴۵، ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ μm در زمان ۴ ساعت مخلوط پودری با سرعت ثابت ۶۰۰ rpm تحت آسیاب کاری قرار گرفتند. در این تحقیق نسبت وزنی گلوله به پودر ۲۰:۱ انتخاب گردید. از اسید استتاریک به میزان ۱ درصد، به عنوان عامل کنترل کننده‌ی فرآیند و از گاز آرگون برای جلوگیری از اکسید شدن نمونه‌ها در حین آلیاژسازی استفاده شد. سپس از دستگاه پرس werkstoff ۴۰۰ تنی و قالب استوانه‌ای با قطر داخلی ۷ میلی‌متر با ارتفاع ۱۰۰ میلی‌متر استفاده شد. پودرهای آسیاب شده با نسبت‌های مختلف کاربید سیلیسیم، توسط پرس سرد یک طرفه 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.

برای تشخیص مورفولوژی ذرات و بررسی ریز ساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل LEO 435VP و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل EVO ZEISS با بزرگنمایی‌های متفاوت استفاده

$$\alpha_c = \alpha_m V_m + \alpha_p V_p + V_p V_m (\alpha_p - \alpha_m) \times \frac{K_p - K_m}{V_m K_m + V_p K_p + \frac{3K_m K_p}{4G_m}} \quad (3)$$

که G_m مدول برشی زمینه است.

مدل شارپی^۲ بر پایه مدل کرنر است. که شکل ذرات کروی با ترشوندگی یکنواخت و زمینه‌ای همگن با تنش‌های متقابل بین اجزا است. مدل شارپی که باندهای بالایی و پایینی از CTE را محاسبه می‌کند. که بیان خاصی از آن آورده شده است.

$$\alpha^{(+)} = \alpha_p + (\alpha_m - \alpha_p) \frac{K_m (K_p - K_C^{(-)})}{K_C^{(-)} (K_p - K_m)} \quad (4)$$

در جایی که $K_C^{(-)}$ مدول بالک کامپوزیت که از رابطه‌ی هاشین-اشتریکمن^۳ به دست می‌آید.

$$K_C^{(-)} = K_m + \frac{V_p}{\frac{1}{K_p - K_m} + \frac{V_m}{K_m + \frac{4}{3}\mu_m}} \quad (5)$$

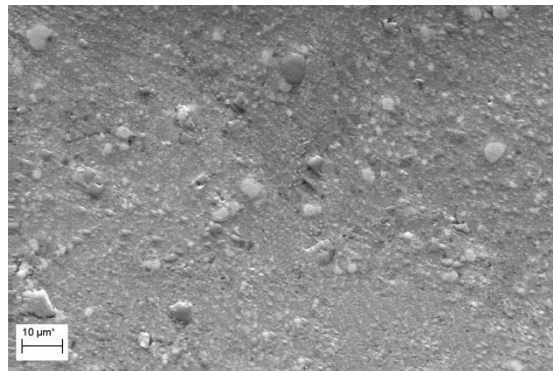
μ_m که در رابطه ۵ آورده شده است مدول برشی زمینه است. با تغییر m و p در معادله‌ی ۵ می‌توان مدول بالک باند بالایی شارپی را محاسبه کرد. با جایگزینی مدول بالک در معادله ۴ ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت به دست می‌آید. باند بالایی شارپی هم‌زمان با مدل کرنر بیان می‌شود. داده‌ها برای محاسبه از جدول ۲ گرفته شده است.

جدول ۲ خواص آلومینیوم و SiC استفاده شده در محاسبات مدل‌های ترموالاستیک [۱۷]

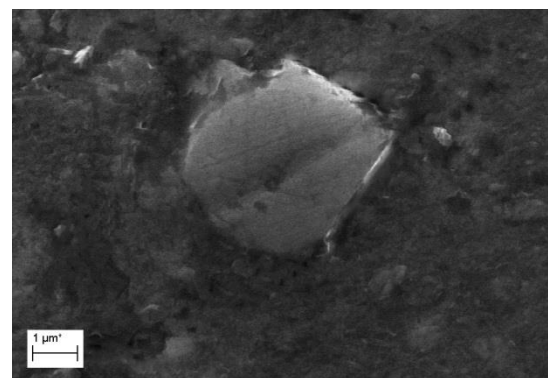
مواد	دما (°C)	مدول برشی (Gpa)	مدول بالک (GPa)	α (ppm/K)
آلومینیوم	۵۰	۲۷/۲	۶۸/۳	۲۱/۸
	۱۰۰	۲۶/۶	۶۸/۶	۲۲/۴
	۲۰۰	۲۴/۷	۶۶/۲	۲۳/۹
	۳۰۰	۲۴/۱	۵۹/۸	۲۵/۹
	۴۰۰	۲۱/۱۳	۵۴/۹	۲۷/۷
	۵۰۰	۱۹/۱۹	۴۹/۹	۳۰/۴
SiC	۵۰-۳۰۰	۱۸۸	۲۲۲	۳/۹
	۴۰۰	۱۸۸	۲۲۲	۴/۱
	۵۰۰	۱۸۸	۲۲۲	۴/۷

۳-۳- ضریب انبساط حرارتی

شکل ۴ و ۵ مربوط به انبساط حرارتی و نمودار ضریب انبساط حرارتی اولین سیکل گرم کردن آلیاژ Al-4Cu و دومین سیکل گرم کردن آن پس از طی سرد کردنی آهسته است. ضریب انبساط حرارتی آلیاژ Al-4Cu برای باندهای بالایی و پایینی شارپی و مدل کرنر با فرض این‌که ۴٪ مس به عنوان یک فاز تقویت‌کننده محاسبه شده است. منحنی‌های مدل تفاوت اندکی با یکدیگر دارند و همه‌ی آن‌ها در دماهای بالای ۲۰۰ زیر منحنی آلومینیوم خالص قرار گرفتند. منحنی تجربی برای دومین سیکل گرم کردن تقریباً تطابق خوبی با مدل کرنر برای دماهای بالای ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد دارد و نیز منحنی اولین سیکل گرم کردن تا دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد به طور قابل ملاحظه‌ای زیر



شکل ۲ تصویر میکروسکوپی از کامپوزیت Al-4Cu/20SiC در مقیاس ۱۰ میکرومتر



شکل ۳ بزرگنمایی بالا از فصل مشترک بین ذرات SiC و زمینه Al-Cu

۲-۲- مدل‌های تئوری ترموالاستیک

پیش بینی CTE کامپوزیت‌ها نسبتاً سخت است زیرا فاکتورهای متعددی بر آن اثر دارد. از قبیل پلاستیسیته زمینه و ساختار داخلی کامپوزیت مدل‌های بسیاری این وابستگی را توضیح می‌دهند که ساده‌ترین آن‌ها قانون مخلوط‌ها است.

$$\alpha_c = V_p \alpha_p + (1 - V_p) \alpha_m \quad (1)$$

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

مدل‌های پیشرفته بر پایه‌ی تئوری‌های ترموالاستیک بنا شده است. در مدل‌های تئوری فرض شده که فاز زمینه و تقویت‌کننده دارای رفتار الاستیک خطی هستند و کرنش حجمی دارای رنج کوچکی می‌باشد که این مدل برای فازهای همگن در نظر گرفته می‌شود.

مدل ترنر [۱۶] تنش‌های هیدرواستاتیک یکنواخت را در نظر می‌گیرد. هر جزء کامپوزیت با تغییر دما تغییرات ابعادی دارد که سبب ایجاد تغییر شکل برشی است که در مدل از آن صرف نظر شده است. مدل ترنر توزیع اندازه ذرات را یکنواخت و ذرات کروی در نظر گرفته است که CTE از رابطه ۲ محاسبه می‌شود.

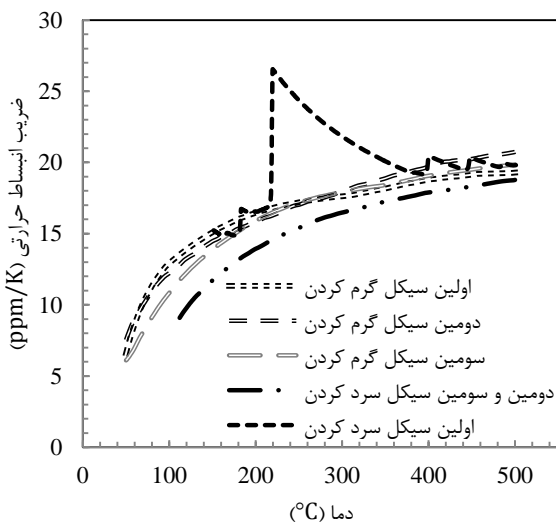
$$\alpha = \frac{\alpha_p V_p K_p + \alpha_m V_m K_m}{V_p K_p + V_m K_m} \quad (2)$$

مدل کرنر^۱ با فرضیات تقویت‌کننده‌ای غیر پیوسته، کروی و کاملاً توسط زمینه تر شده CTE را پیش بینی می‌کند.

2. Schapery
3. Hashin and Shtrickman

1. Kerner

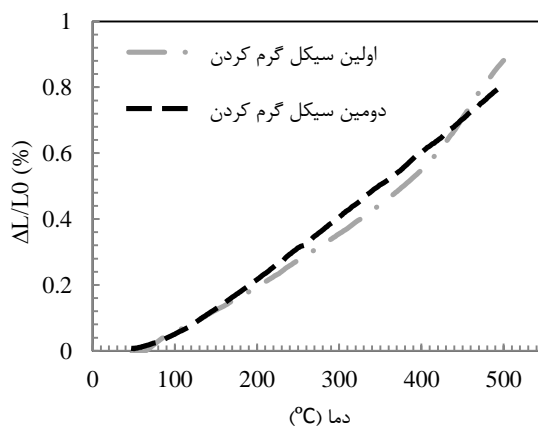
اهمیت در این سه سیکل جابجایی تمامی دیگرام‌ها در دمای نزدیک ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد است. که علت آن مربوط به آزادسازی تنش‌های الاستیک-پلاستیک است که باعث عدم انطباق ضریب انبساط حرارتی مواد تشکیل دهنده کامپوزیت‌های زمینه فلزی در حین گرم شدن می‌شود. که در حین سرد شدن دوباره این تنش‌ها باز تولید می‌شوند. با بازیابی زمینه در نتیجه حذف تنش‌های عدم تطابق در حین گذشتن از تنش تعادلی صفر در نزدیکی دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد سبب ایجاد یک انبساط دائمی در نمونه می‌شود و تغییرات الاستیک-پلاستیک داخلی در منحنی ضریب انبساط حرارتی بر حسب دما در سیکل‌های گرم و سرد کردن به طور یکسان در بازه‌ی دمایی تا ۵۰۰ درجه بازتولید می‌شوند. نمایش پیک ضریب انبساط حرارتی در اولین سیکل سرمایش در بازه دمای ۲۰۰ تا ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد مربوط به رسوب فوق اشباع مس است. نمودار ضریب انبساط حرارتی دومین سیکل سرد کردن برای کامپوزیت ۱ که یک هیستریزیس کوچک با منحنی گرم کردن خود دارد، در شکل ۶ نمایش داده شده است. منحنی حرارتی برای اولین سیکل سرد کردن کامپوزیت ۱ نشان می‌دهد که مقدار ضریب انبساط حرارتی تا دمای ۲۳۰ درجه سانتی‌گراد با شیبی زیاد افزایش می‌یابد و سپس حالتی کاهش به خود گرفته تا شیب آن به حالت اولیه برگردد. شکل منحنی سرد کردن بسیار شبیه منحنی سرد کردن آلایژ تقویت نشده است. تفاوت در منحنی‌های گرم و سرد کردن که در شکل ۶ مشاهده می‌شود به علت انحلال رسوب مس بر اساس شرایط ترمودینامیکی است به طوری که با کاهش دما حلالیت مس در آلومینیوم کاهش می‌یابد و سبب ایجاد تغییر ابعاد پایدار در نمونه می‌شود.



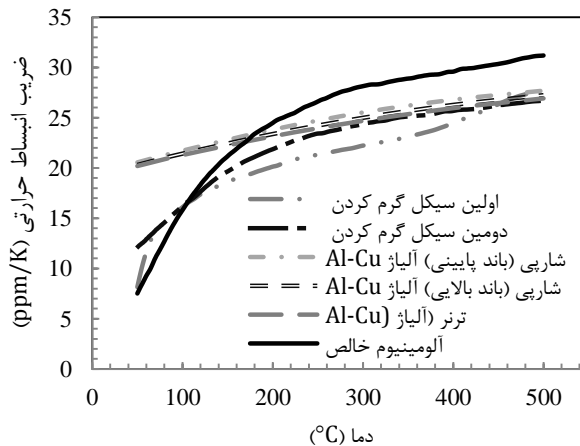
شکل ۶ تغییرات ضریب انبساط حرارتی بر حسب دما برای کامپوزیت ۱ (Al-4Cu/15SiC) برای سیکل‌های مختلف گرم کردن و سرد کردن

شکل ۷ دومین گرمایش کامپوزیت ۱ با پیش‌بینی مدل‌های شارپی و ترنر مقایسه شده است. همان‌طور که در شکل ۷ مشخص است، منحنی سیکل دوم گرم کردن برای دماهای نزدیک ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد زیر مدل‌ها قرار دارد و در این دما به پیش‌بینی مدل ترنر می‌رسد و پس از آن برای دماهای بالاتر با شیب کمی نسبت به مدل ترنر افزایش پیدا می‌کند. ولی همچنان به‌طور قابل ملاحظه‌ای زیر باندهای شارپی است. منحنی ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت ۱ بسیار شبیه منحنی آلایژ Al-Cu تقویت نشده در

منحنی‌های مدل ترموالاستیک قرار گرفته است و از دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد به بعد به صورت افزایشی از مدل‌های پیش‌بینی ترموالاستیک فراتر می‌رود. نمودار سرد کردن ضریب انبساط حرارتی آلایژ Al-4Cu شبیه نمودار گرم کردن آن است. با این تفاوت که در حین سرد کردن یک پیک در بازه‌ی دمایی ۲۰۰ تا ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد مربوط به انبساط نمونه پس از انجام سیکل حرارتی نمایان شده است. زمینه کامپوزیت حاوی ۴٪ مس است که منحنی ضریب انبساط حرارتی آن در مقایسه با منحنی آلومینیوم خالص در دماهای بالاتر از ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به زیر منحنی آلومینیوم خالص می‌رود و همچنین نرخ تغییرات ضریب انبساط حرارتی بر حسب دما در منحنی آلایژی بسیار کمتر از نرخ تغییرات در منحنی آلومینیوم خالص است.



شکل ۴ نتایج دیلاتومتری برای انبساط حرارتی نسبی آلایژ Al-4Cu - اولین سیکل گرم کردن (با نرخ ۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه)؛ دومین سیکل گرم کردن پس از اولین سیکل گرم و سرد کردن آهسته (با نرخ ۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه)

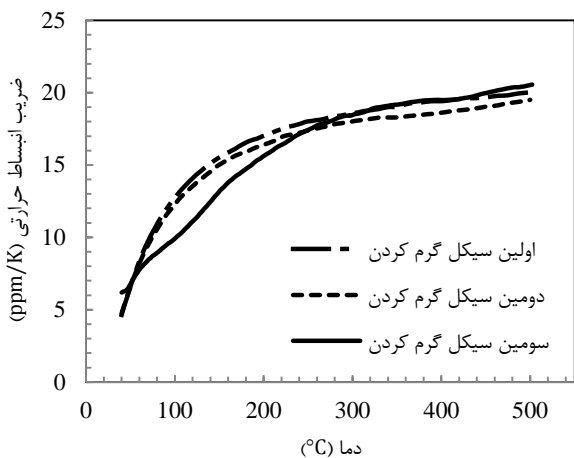


شکل ۵ مقایسه تغییرات ضریب انبساط حرارتی بر حسب دما برای آلایژ

Al-4Cu - اولین سیکل گرم کردن با نرخ ۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه؛ دومین سیکل گرم کردن پس از اولین سیکل گرم و سرد کردن آهسته (با نرخ ۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه) با مدل‌های ترنر و شارپی و ضریب انبساط حرارتی آلومینیوم خالص

در شکل ۶ رفتار انبساط حرارتی کامپوزیت ۱ حاوی ۱۵٪ تقویت‌کننده‌ی سرامیکی SiC با زمینه‌ی Al-4Cu را نمایش داده شده است. در سیکل‌های گرم کردن در سه مرحله تغییرات اندکی مشاهده می‌شود ولی نکته‌ی حائز

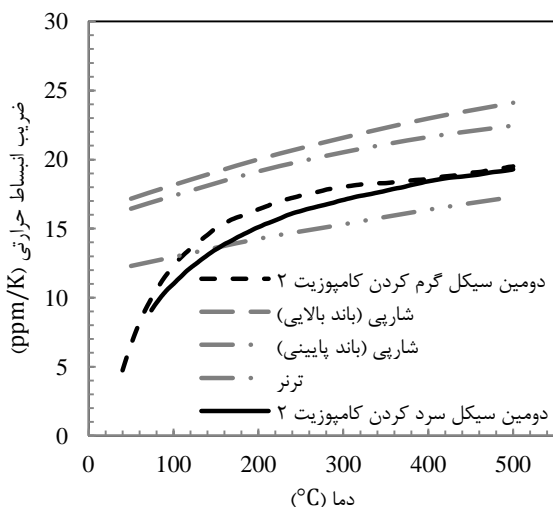
پایینی شارپی است. اما یک هیستریزیس با حداکثر فاصله‌ی حدود ۲ ppm/K مشاهده می‌شود.



شکل ۸ تغییرات ضریب انبساط حرارتی بر حسب دما برای کامپوزیت ۲ (Al-4Cu/20SiC) برای سه سیکل گرم و سرد کردن آهسته.

منحنی CTE بر حسب دما در حین سرد کردن از دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد تا حدی بالاتر از منحنی گرم کردن قرار می‌گیرد که نشان دهنده‌ی درجه‌ای از کاهش انحلال مس در Al است. علاوه بر این شروع رسوب دوباره در دمای حدود ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد در مقابله با انقباض آلیاژ به وسیله‌ی افزایش حجم رسوب سبب کاهش شیب منحنی می‌شود. پروسه‌ی انحلال و تولید رسوب یک پروسه‌ی برگشت پذیر با تغییرات حجمی کمتر از ۰/۲٪ [۱۹] که تکرار آن در هر سیکل دمایی دیلاتومتری اتفاق می‌افتد.

منحنی تجربی کامپوزیت ۳ با ۲۵٪ ذرات SiC در شکل ۱۰ آورده شده است. این منحنی زیر منحنی مدل‌های پیش‌بینی قرار دارد. ولی در دماهای بالا منحنی تجربی به منحنی ترنر نزدیک و نزدیک‌تر می‌شود و میزان ضریب انبساط حرارتی آن به طور قابل توجهی نسبت به آلیاژ Al-4Cu تقویت نشده کم شده است. شیب تغییرات کمتری در این منحنی نسبت به منحنی‌های مشابه در شکل‌های ۹ و ۷ مشاهده می‌شود.

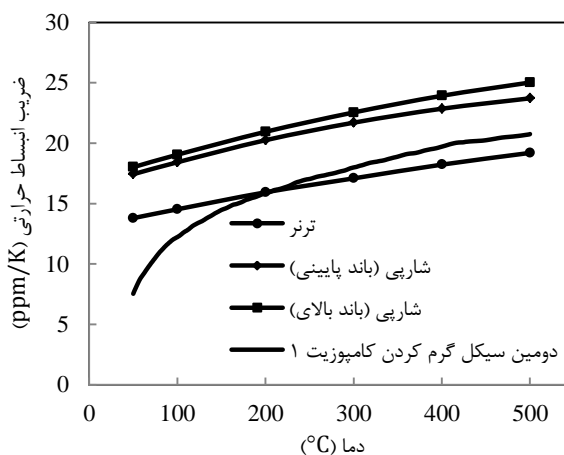


شکل ۹ تغییرات ضریب انبساط حرارتی بر حسب دما برای کامپوزیت ۲ (Al-4Cu/20SiC) برای دومین سیکل گرم کردن در مقایسه با پیش‌بینی مدل‌های ترنر و شارپی

شکل ۵ است. با این تفاوت که مقادیر ضریب انبساط حرارتی به مقادیر کمتری کاهش یافته است که علت کاهش ضریب انبساط حرارتی اضافه کردن ۱۵٪ حجمی ذرات سرامیکی SiC به زمینه است.

سیکل سه بار گرمایش-سرمایش کامپوزیت ۲ دارای زمینه‌ی Al-4Cu همراه ۲۰٪ ذرات تقویت‌کننده در شکل ۸ آورده شده است (مشابه منحنی شکل ۶). که قبل از انجام تست‌های دیلاتومتری چندین بار سیکل گرمایش-سرمایش بر روی آن انجام شده است. که در نتیجه با شرایط پیرسازی، پیکی در حین سرد کردن مشاهده نمی‌شود. در سیکل‌های گرمایش نیز رفتار شبیه آلیاژ زمینه مشاهده می‌شود. با این تفاوت که مقادیر ضریب انبساط حرارتی به مقادیر کمتری رسیدند.

حلالیت مس در آلومینیم با کاهش دما کاهش پیدا می‌کند (۰/۱ wt% C: ۲۵۰ °C: ۴/۰ wt% C: ۵۰۰ °C: ۵/۶۵ wt% C: ۵۴۸ °C) [۱۸] که افزایش حجمی در حین ایجاد رسوب به وجود می‌آورد. مس دارای شبکه‌ی FCC با پارامتر شبکه‌ی $a=۳/۶۱۰ \text{ \AA}$ با ۴ اتم در سلول واحد است و آلومینیم نیز دارای شبکه‌ی FCC با پارامتر شبکه‌ی $a=۴/۰۴۱ \text{ \AA}$ با ۴ اتم در سلول واحد است، که حجم اتمی مس برابر $\text{Cu}=\frac{۴}{۷۱۶} \times ۱۰^{۲۳} / \text{cm}^3$ در مقایسه با حجم اتمی $\text{Al}=\frac{۶}{۶۴۲} \times ۱۰^{۲۳} / \text{cm}^3$ آلومینیم نشان دهنده‌ی یک تفاوت ۲۹٪ است. در ادامه سیکل‌های سرد کردن آهسته بعد از گرم کردن پیکی را نشان نمی‌دهد، زیرا رسوب پایدار در زمینه تشکیل شده است. انحلال مجدد در بالاتر از ۴٪ مس در حین گرم کردن بالای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد سبب کاهش انبساط حرارتی که نتیجه‌ی کاهش حجم اتمی با جایگزینی مس در شبکه‌ی آلومینیم است، می‌شود.



شکل ۷ تغییرات ضریب انبساط حرارتی بر حسب دما برای کامپوزیت ۱ (Al-4Cu/15SiC) برای دومین سیکل گرم کردن در مقایسه با پیش‌بینی مدل‌های ترنر و شارپی

شکل ۹ منحنی گرم و سرد کردن برای سیکل دوم کامپوزیت ۲ آورده شده که با مدل‌ها مقایسه شده است. همانند منحنی برای دومین سیکل گرم کردن کامپوزیت ۱ در نزدیکی دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد منحنی تجربی از مدل ترنر با یک شیب پیشی گرفته که در مقایسه با شکل ۷ این شیب بیشتر بوده و علت آن پلاستیک شدن زمینه‌ی کامپوزیت است ولی از دمای ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد به بعد تقریباً منحنی تجربی با مدل ترنر موازی می‌شود. و منحنی تجربی در بالای مدل ترنر و زیر باند پایینی شارپی قرار می‌گیرد. منحنی سرد شدن نیز مشابه منحنی گرم کردن است ولی نزدیک به باندهای

SiCp/A356 composites", Composites Science and Technology, Vol. 65, pp. 1461-1467, 2005.

[6] Song, J. L. Guo, Q. G. Gao, X. Q. Shi, J. L. and Liu, L., "Microstructure and thermophysical properties of graphite foam/glass composites", Carbon, Vol. 49, No. 4, pp. 1479-83, 2010.

[7] Zweben, C., "Advanced thermal management materials for electronics and photonics", Adv Microelectron, Vol. 37, No. 4, pp. 14-9, 2010.

[8] Ellsworth, M. J., "Chip power density and module cooling technology projections for the current decade", In: 9th Inter soc conf on thermal and thermomech phenom in electron syst (I-THERM), Las Vegas, Nevada, USA, pp. 707-8, 2004.

[9] Tan, Z. Q. Li, Z. Q. Fan, G. L. Kai, X. Z. Ji, G. Zhang, and L. T., "Enhanced thermal conductivity in diamond/aluminum composites with a tungsten interface nanolayer", Mater Design, Vol. 47, 160-6, 2013.

[10] Wu, J. H. Zhang, H. L. Zhang, Y. Li, J. W. and Wang, X. T., "Effect of copper content on the thermal conductivity and thermal expansion of Al-Cu/diamond composites", Mater Des, Vol. 39, pp. 87-92, 2012.

[11] Chu, K. Jia, C. C. Liang, X. B. Chen, H. Gao, W. J. and Guo, H., "Modeling the thermal conductivity of diamond reinforced aluminium matrix composites with inhomogeneous interfacial conductance", Mater Des, Vol. 30, pp. 4311-6, 2009.

[12] Schubert, T. Ciupinski, L. Zielinski, W. Michalski, A. Weibgarber, T. and Kieback, B., "Content on the thermal conductivity and thermal expansion of Al-Cu/diamond composites", Materials and Design, Vol. 39, pp. 87-92, 2012.

[13] Khorunzhii, I. Gabor, H. Job, R. Fahrner, W. R. Denisenko, A. and Brunner, D., "Steady-state thermal conductivity measurements of super-hard materials", Measurement, Vol. 32, pp. 163-72, 2002.

[14] Chen, N. Zhang, H. Gu, M. and Jin, Y., "Effect of thermal cycling on the expansion behavior of Al/SiCp composite", Journal of materials processing technology, Vol. 209, pp. 1471-1476, 2009.

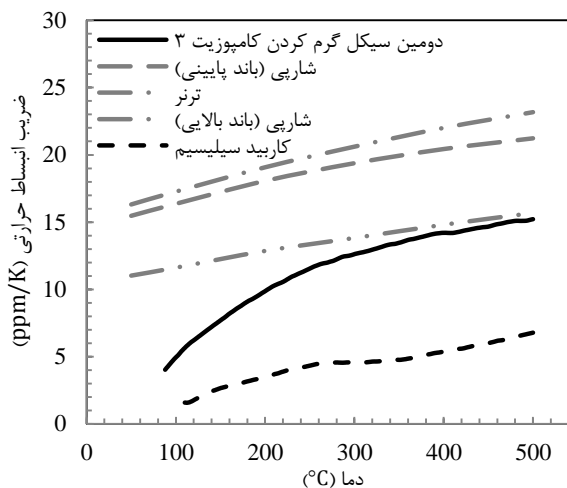
[15] Wu, J. Zhang, H. Zhang, Y. Li, J. and Wang, X., "Effect of copper content on the thermal conductivity and thermal expansion of Al-Cu/diamond composites", Materials and Design, Vol. 39, pp. 87-92, 2012.

[16] Wei, Z. Ma, P. Wang, H. Zou, C. Scudino, S. Song, K. Prashanth, K. G. Jiang, W. and Eckert, J., "The thermal expansion behaviour of SiCp/Al-20Si composites solidified under high pressures", Materials and Design, Vol. 65, pp. 387-394, 2015.

[17] Arpo'n, R. Molina, J. M. Saravanan, R. A. Garcí a-Cordovilla, C. Louis, E. and Narciso, J., "Thermal expansion behaviour of aluminium/SiC composites with bimodal particle distributions", Acta Materialia, Vol. 51, pp. 3145-3156, 2003.

[18] Upadhyaya, G. S., "Powder Metallurgy Technology", First ed., Cambridge Int Science Publishing, England, 1997.

[19] Ruiz-Navas, E. M. Fogagnolo, J. B. Velasco, F. Velasco, J. M. and Froyen, L., "One Step Production of Aluminium Matrix Composite Powders by Mechanical Alloying", Composites Part A, Vol. 37, pp. 2114-2120, 2006.



شکل ۱۰ تغییرات ضریب انبساط حرارتی بر حسب دما برای کامپوزیت ۳ (Al-4Cu/25SiC) برای دومین سیکل گرم کردن در مقایسه با پیش‌بینی مدل‌های ترنر و شاربی

حضور ذرات کاربید سیلیسیم در کامپوزیت سبب کاهش مقدار ضریب

انبساط حرارتی گشته که تأثیری مشابه با کامپوزیت ۱ و ۲ دارد. در مقایسه‌ی منحنی ضریب انبساط حرارتی تجربی با منحنی ضریب انبساط حرارتی کاربید سیلیسیم مشاهده می‌شود که در دماهای پایین ضریب انبساط حرارتی تابع زمینه نیست. زمینه به تعیین مقدار ضریب انبساط حرارتی کمک نمی‌کند که این موضوع در واقع یک شکست برای مدل‌های ترموالاستیک می‌باشد.

۴- نتیجه گیری

- با استفاده از روش متالورژی پودر می‌توان به توزیع مناسب تقویت‌کننده در زمینه دست یافت.
- افزودن ذرات سرامیکی SiC سبب کاهش ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al-4Cu/SiC می‌شود.
- افزایش دما باعث افزایش ضریب انبساط حرارتی کامپوزیت Al-4Cu/SiC می‌شود ولی این افزایش خطی نیست.
- کرنش‌های عدم انطباق اجزای تشکیل دهنده‌ی کامپوزیت Al-4Cu/SiC در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد بازایی می‌شوند ولی در سیکل‌های حرارتی بعدی باز تولید می‌گردند.
- مدل‌های ترموالاستیک به علت عدم در نظر گرفتن پارامترهایی چون کرنش‌های داخلی تطابق خوبی با داده‌های تجربی ندارد.

۵- مراجع

- [1] Yuan, G. M. Li, X. K. Dong, Z. J. Westwood, A. Cui, Z. W. and Cong, Y., "Graphite blocks with preferred orientation and high thermal conductivity", Carbon, Vol. 50, No. 1, pp. 175-82, 2012.
- [2] Mallik, S. Ekere, N. Best, C. and Bhatti, R., "Investigation of thermal management materials for automotive electronic control units", Appl Therm Eng, Vol. 31, pp. 355-62, 2011.
- [3] Mizumoto, M. Tajima, Y. and Kagawa, A., "Thermal Expansion Behavior of SiC_p/Aluminum Alloy Composites Fabricated by a Low-Pressure Infiltration Process", Materials Transactions, Vol. 45, No. 5, pp. 1769-1773, 2004.
- [4] Chen, J. K. and Huang, I. S., "Thermal properties of aluminum-graphite composites by powder metallurgy", Composites, Part B, Vol. 44, pp. 698-703, 2013.
- [5] Zhiwu, X. Jiuchun, Y. Weiwei, Z. Huibin, X. and Shiqin, Y., "Thermal expansion behavior and performance of VLP diffusion-bonded joints of