

کاهش تغییر شکل کامپوزیت‌های لایه‌یی متعامد نامتقارن با استفاده از نانوالیاف کربنی

محمود مهرداد شکریه* (استاد)

احمد دانشور (کارشناس ارشد)

دانشکده‌ی مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران

مهندسی مکانیک شریف، (پاییز ۱۳۹۴)
دوره‌ی ۳ - شماره‌ی ۲، ص. ۸۹-۹۵

در این تحقیق، روش نوینی برای کاهش تغییر شکل کامپوزیت‌های لایه‌یی متعامد نامتقارن با استفاده از نانوالیاف کربنی ارائه شده است. نخست با استفاده از آزمایش‌های دیلاتومتری و کشش، به ترتیب ضریب انبساط حرارتی و مدول کشسانی نانوکامپوزیت نانوالیاف کربنی / اپوکسی در درصدهای مختلف وزنی اندازه‌گیری شد. نتایج مشخصه‌سازی نشان‌گر کاهش قابل ملاحظه‌ی ضریب انبساط حرارتی و افزایش اندک مدول کشسانی زمینه است. در ادامه نانوکامپوزیت‌های لایه‌یی نانوالیاف/کربن/اپوکسی با چیدمان متعامد نامتقارن $T[90^2/0^2]$ در درصدهای مختلف وزنی با استفاده از روش اولتراسونیک و سپس روش لایه‌چینی دستی ساخته شده و تغییر شکل خارج از صفحه‌ی نمونه‌ها اندازه‌گیری شد. نتایج نشان می‌دهد افزودن ۱٪ وزنی نانوالیاف کربنی به کامپوزیت‌های لایه‌یی نامتقارن سبب ۴۸٪ کاهش در تغییر شکل خارج از صفحه‌ی این کامپوزیت‌ها شده است. برای تأیید نتایج تجربی، انحنای لایه‌ی میانی نانوکامپوزیت‌ها با استفاده از روش اجزاء محدود و نظریه‌ی کلاسیک لایه‌یی محاسبه شده و هم‌خوانی مناسبی با مشاهدات تجربی به دست آمده دارد.

واژگان کلیدی: کامپوزیت پلیمری متعامد نامتقارن، نانوالیاف کربنی، تغییر شکل، ضریب انبساط حرارتی، مدول کشسانی.

۱. مقدمه

کامپوزیت‌های لایه‌یی نامتقارن بلافاصله پس از پخت و سپس سرد شدن تا حد دمای اتاق دچار تغییر شکل‌های ناخواسته می‌شوند. علت بروز این تغییر شکل‌ها، تنش‌های پسماند و انقباض ناهمسان لایه‌های دارای جهت‌گیری‌های مختلف است.^[۱] بسته به چیدمان چندلایه‌یی، شرایط پخت و ضخامت، کامپوزیت‌های لایه‌یی نامتقارن پس از پخت تغییر شکل‌های متفاوتی به خود می‌گیرند. در این میان، کامپوزیت‌های $T[90^2/0^2]$ بیشترین انحنای را دارند و تغییر شکلی زینی شکل به خود می‌گیرند (شکل ۱).^[۲] در نظر نگرفتن این تغییر شکل‌های ناخواسته سبب کنترل ابعادی ضعیف در مونتاژ قطعات و نیز تفسیر نادرست خصوصیات مواد، طول عمر و رفتار مکانیکی می‌شود.^[۳] ترک‌های عرضی، کاهش استحکام، شکست پیش از موعد، تورق و انبساط ناهمسان از دیگر پیامدهای تنش پسماند در کامپوزیت‌های لایه‌یی نامتقارن به‌شمار می‌رود.^[۴]

تاکنون روش‌های محدودی در کاهش تنش‌های پسماند کامپوزیت‌ها مطالعه شده است. روش‌های سنتی محدود به طراحی لایه‌چینی مناسب، تغییراتی در سیکل‌های پخت و قالب‌گیری مناسب (با پیش‌بینی میزان انحنای اثر تنش پسماند) بوده است.^[۵] با ظهور نانوکامپوزیت‌ها در دهه‌های اخیر، مطالعات بی‌شماری پیرامون روش‌های

* نویسنده مسئول

تاریخ: دریافت ۱۳۹۲/۱۰/۲۲، اصلاحیه ۱۳۹۳/۳/۱۷، پذیرش ۱۳۹۳/۳/۱۷

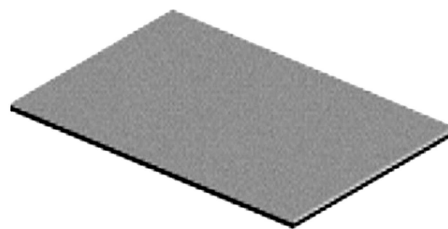
shokrieh@iust.ac.ir
ahad.daneshvar@gmail.com

به‌کارگیری نانوذرات و خواص نانوکامپوزیت‌ها انجام شده است. یکی از زمینه‌های ناشناخته در نانوکامپوزیت‌ها استفاده از نانوذرات در کاهش تنش پسماند و در نتیجه کاهش تغییر شکل‌های ناخواسته است.^[۶-۷]

در تحقیق حاضر، کاربرد نانوالیاف کربنی در کنترل ابعادی و کاهش تغییر شکل کامپوزیت‌های لایه‌یی متعامد نامتقارن به‌صورت تجربی، نظری و اجزاء محدود مطالعه شده است. با استفاده از نانوالیاف کربنی اختلاف ذاتی خواص مکانیکی و حرارتی ماتریس و الیاف، همین‌طور اختلاف خواص در دو راستای طولی و عرضی یک تک‌لایه کاهش یافته و بنابراین تغییر شکل‌های ایجاد شده در چیدمان‌های نامتقارن کاهش یافته و کنترل ابعادی این قطعات به‌شدت افزایش می‌یابد. مزیت استفاده از نانوذرات در کاهش تنش‌های پسماند در این است که برخلاف روش‌های سنتی، استفاده از نانوذرات به‌طور ذاتی تنش‌های پسماند را مهار می‌کند. در حالی که در روش‌های سنتی، قطعات به‌محض قرارگیری مجدد در معرض گرا دیان شدید دمایی دچار تنش‌ها و کرنش‌های پسماند می‌شوند.

نانوالیاف کربنی به‌دلیل خواص منحصر به فرد مانند مدول کشسانی بالا (حدود 230×10^6 مگاپاسکال) و ضریب انبساط حرارتی منفی (حدود $10^{-6} \times -1$ بر درجه سانتی‌گراد) یکی از نانوذرات‌های متداول در تقویت کامپوزیت‌های لایه‌یی به‌شمار می‌رود. به‌دلیل خواص مکانیکی و حرارتی ویژه‌ی نانوالیاف کربنی، استفاده از این نانوذرات سبب کاهش ضریب انبساط حرارتی و افزایش مدول کشسانی

وضعیت عاری از تنش (دمای پخت)



تغییر شکل زینی در اثر تنش های پسماند (دمای اتاق)



شکل ۱. تغییر شکل زینی در یک کامپوزیت [۰/۹۰] نامتقارن.

محاسبه شد. نتایج مدل اجزاء محدود و نظریه‌ی کلاسیک لایه‌یی تطابق نسبتاً مناسبی با اندازه‌گیری‌های تجربی نشان می‌دهد. اختلاف نتایج تجربی و نتایج حاصل از نظریه‌ی کلاسیک لایه‌یی و اجزاء محدود ناشی از شرایط پخت نانوکامپوزیت‌هاست که در نظریه‌ی کلاسیک لایه‌یی و حل اجزاء محدود در نظر گرفته نمی‌شود. به اختلاف موجود میان نظریه‌ی کلاسیک لایه‌یی و نتایج تجربی در پژوهش سایر محققین نیز اشاره شده است. [۱۷، ۱۶]

۲. ساخت و آماده‌سازی نانوکامپوزیت‌ها

در این تحقیق، نانوکامپوزیت‌های نانوالیاف کربنی/الیاف کربنی/اپوکسی با چیدمان نا متقارن $T[90/0/90]$ در درصد‌های مختلف وزنی از نانوالیاف کربنی (۰، ۵، ۱۰، ۱۵، ۲۰، ۳۰٪ وزنی) و ضخامت کلی ۱/۲ میلی‌متر ساخته شد. الیاف کربنی تک‌جهته‌ی $T300$ (Toray, Tokyo, Japan)، رزین اپوکسی ML506 (شرکت مواد مهندسی مکرر ایران) و هاردنر Aradure 830 (Aradure Germany) Sackingen, Aradure Germany) و نانوالیاف کربنی (Huntsman, Antolin Ingenieria, Burgos, Spain) برای ساخت نانوکامپوزیت‌ها مورد استفاده قرار گرفت.

خواص اجزاء نانوکامپوزیت‌های ساخته شده در جدول ۱ ارائه شده است. چنان که مشاهده می‌شود، خواص رزین با استفاده از آزمون‌های کشش و دیلاتومتری تعیین شد و خواص الیاف و نانوالیاف کربنی مطابق مراجع مربوط به شرکت‌های سازنده در نظر گرفته شده است. نانوکامپوزیت‌های نانوالیاف کربنی/اپوکسی به روش قالب‌گیری و نانوکامپوزیت‌های نانوالیاف کربنی/الیاف کربنی/اپوکسی به روش لایه‌چینی دستی ساخته شده و برای پخش نانوپرکننده‌ها درون ماتریس از روش اولتراسونیک با توان ۱۰۰ وات و سیکل ۵/۵ ثانیه استفاده شد. [۱۸] پخت نانوکامپوزیت در دمای ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶ ساعت و بازیخت آن بلافاصله پس از فرایند پخت و به مدت ۶ ساعت در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد انجام شده است. نمونه‌ها به آرامی طی چند ساعت هم‌زمان با سرد شدن کوره تا دمای محیط سرد شدند. درصد حجمی الیاف با استفاده از آزمایش (burn-out) به‌طور میانگین ۴۵ درصد تعیین شد. برای نشان دادن مورفولوژی پخش نانوالیاف کربنی درون اپوکسی عکس‌های SEM^۳ از سطوح شکست نانوکامپوزیت‌ها با استفاده از دستگاه میکروسکوپ تابش الکترونی (SEM) (Carl Zeiss, Jena, Germany) انجام شد. قبل از انجام آزمایش سطح نمونه‌ها با استفاده از یک لایه پوشش نازک طلا پوشانده شد. در شکل ۲ الف تا د عکس‌های SEM از سطح شکست نانوکامپوزیت‌های نانوالیاف/اپوکسی نشان داده شده است. چنان که در شکل ۲ نشان داده شده، سطح شکست نمونه اپوکسی خالص کاملاً صاف است. با افزایش درصد وزنی نانوالیاف به ناهمواری سطح افزوده می‌شود و شکست نانوالیاف در سطح کاملاً قابل مشاهده است. شکل ۲ الف تا د به خوبی نشان‌دهنده‌ی پخش مناسب نانوالیاف کربنی درون زمینه‌ی اپوکسی است.

جدول ۱. اجزاء نانوکامپوزیت و خواص مکانیکی و حرارتی آنها.

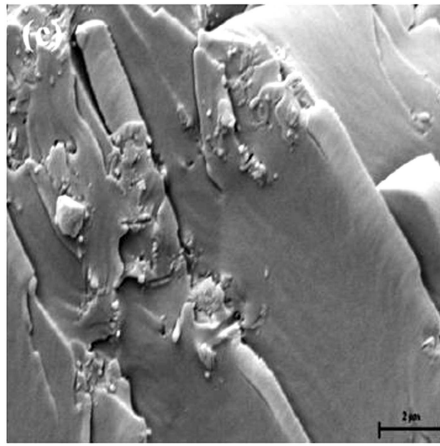
جزء کامپوزیت	مدول کشسانی (گیگاپاسکال)	ضریب انبساط حرارتی (۱/°C)
رزین (ML506)	۳/۱۳	$6 \times 10^{-6} \times 62,46$
الیاف کربن (T300, UD, 12k)	۱۸۲	$6 \times 10^{-6} \times 15$ طولی
نانوالیاف کربنی (VGCNF)	۲۳۰	$6 \times 10^{-6} \times 15$ طولی

کامپوزیت‌های لایه‌یی خواهد شد. [۱۱، ۱۰] برخلاف عمده تحقیق‌های انجام گرفته در استفاده از نانوذرات، تحقیقات محدودی نیز منتشر شده که نشان می‌دهد افزودن نانوذرات سبب کاهش خواص فیزیکی و مکانیکی کامپوزیت‌ها خواهد شد. [۱۲] این اختلاف در خواص نانوکامپوزیت‌ها به دلیل ویژگی‌های منحصر به فرد نانوذرات، خواص نانوذرات و متدهای ساخت نانوکامپوزیت‌هاست.

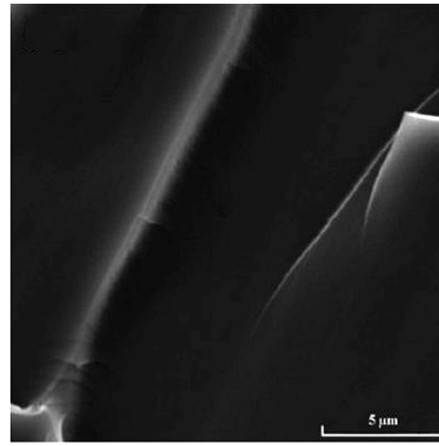
در نوشتار حاضر، نخست با استفاده از آزمایش‌های دیلاتومتری (TMA)^۱ و کشش^۲، ضریب انبساط حرارتی و مدول کشسانی نانوکامپوزیت‌های نانوالیاف کربنی/اپوکسی در درصد‌های مختلف وزنی مشخص شد. نتایج نشان می‌دهد افزودن نانوالیاف کربنی سبب کاهش قابل ملاحظه‌ی ضریب انبساط حرارتی و افزایش اندک مدول کشسانی زمینه و همین‌طور خواص طولی و عرضی یک تک‌لایه‌ی ارتوتروپ خواهد شد. در مطالعات سایر محققین نیز به‌صورت تجربی افزایش مدول کشسانی و کاهش ضریب انبساط حرارتی پلیمرهای تقویت شده با نانوالیاف کربنی گزارش شده است. [۱۳-۱۵]

در ادامه نانوکامپوزیت‌های لایه‌یی نانوالیاف کربنی/الیاف کربنی/اپوکسی با چیدمان نامتقارن $T[90/0/90]$ در درصد‌های مختلف وزنی از نانوالیاف کربنی (۰، ۵، ۱۰، ۱۵، ۲۰، ۳۰٪ وزنی)، با استفاده از روش اولتراسونیک و سپس روش لایه‌چینی دستی ساخته و در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد پخته شده و سپس به آرامی تا دمای محیط سرد شدند. پس از سرد شدن نمونه‌ها انحناهای خارج از صفحه‌ی آنها به‌دقت اندازه‌گیری شد. نتایج نشان می‌دهد افزودن ۱٪ وزنی نانوالیاف کربنی به کامپوزیت‌های لایه‌یی نامتقارن سبب ۴۸٪ کاهش در تغییر شکل خارج از صفحه و بهبود کنترل ابعادی این نانوکامپوزیت‌ها شده است. چنان‌که در تعیین ضریب انبساط حرارتی نانوکامپوزیت‌ها به روشنی مشخص است، نانوالیاف کربنی با نزدیک کردن ضریب انبساط حرارتی طولی و عرضی یک تک‌لایه‌ی ارتوتروپ، سبب کاهش شدید تنش‌های پسماند میکرومکانیک و در نتیجه تغییر شکل خارج صفحه در هر لایه می‌شود.

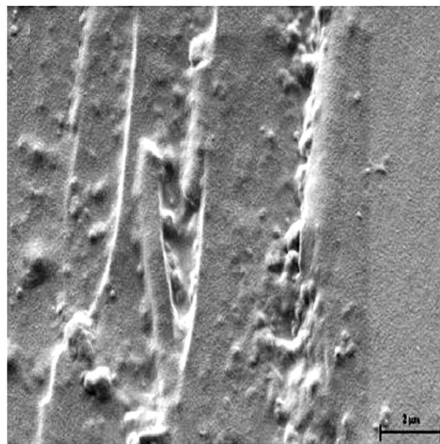
در انتها نیز برای تأیید نتایج تجربی، اجزاء محدود نانوکامپوزیت در نرم‌افزار ANSYS مدل‌سازی شده و شرایط دمایی مطابق با شرایط پخت روی آن اعمال شد و کرنش‌های لایه‌ی میانی در مدل قرائت شد. همچنین با استفاده از نظریه‌ی کلاسیک لایه‌یی انحناهای میانی نانوکامپوزیت‌های لایه‌یی در درصد‌های مختلف وزنی



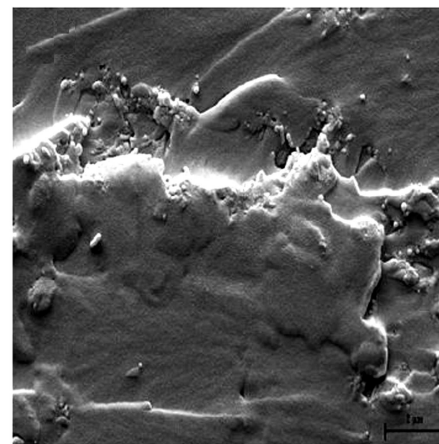
ج) اپوکسی + ۰/۵ درصد نانو الیاف؛



الف) اپوکسی خالص؛



د) اپوکسی + ۱ درصد نانو الیاف.



ب) اپوکسی + ۰/۱ درصد نانو الیاف؛

شکل ۲. سطح شکست نانوکامپوزیت‌ها.

شده است. مطابق انتظار، نمونه کامپوزیتی پس از سرد شدن تغییر شکل زینی به خود گرفته است.

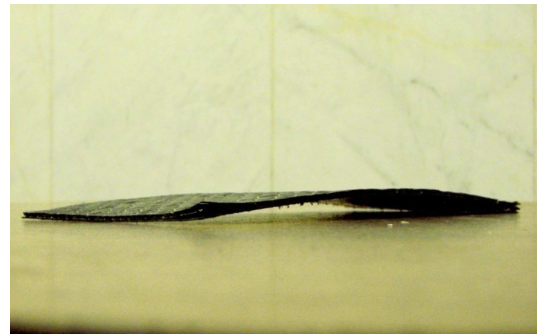
۳. تعیین ضریب انبساط حرارتی و مدول کشسانی

نانوکامپوزیت

به منظور تفسیر نتایج و محاسبه‌ی نظری و اجزاء محدود تنش‌های پسماند، تعیین خواص مکانیکی و حرارتی و دست‌یابی به خواص ذاتی نانوکامپوزیت مورد مطالعه ضروری است. ضریب انبساط حرارتی و مدول کشسانی دو پارامتر تأثیرگذار بر ایجاد تغییر شکل کامپوزیت‌های نامتقارن‌اند. برای اندازه‌گیری ضریب انبساط حرارتی از آزمایش ترمومکانیک (TMA) با استاندارد (ASTM-E ۸۳۱)، و برای محاسبه‌ی مدول کشسانی از آزمایش کشش با استاندارد (ASTM-D ۳۰۳۹) استفاده شده است.

۱.۳. مشخصه‌سازی ضریب انبساط حرارتی

در ایجاد تغییر شکل کامپوزیت‌های لایه‌یی نامتقارن، اختلاف در ضریب انبساط حرارتی الیاف و ماتریس و به تبع آن اختلاف در ضریب انبساط حرارتی طولی



شکل ۳. تغییر شکل زینی کامپوزیت لایه‌یی نامتقارن کربن/اپوکسی با چیدمان $[90/0/90]_T$ پس از پخت.

ساخت نمونه‌های نانوکامپوزیت نباید به‌گونه‌یی باشد که تنش‌های پسماند قابل ملاحظه‌یی در قطعه ایجاد کند. با توجه به این که سمباده‌زنی سطوح کامپوزیت حتی با سمباده‌های نرم توصیه نمی‌شود، سطح زیرین با استفاده از فیلم و واکس کاملاً صاف ساخته شده و پس از ساخت با استفاده از استون کاملاً تمیز و عاری از ناخالصی شدند.

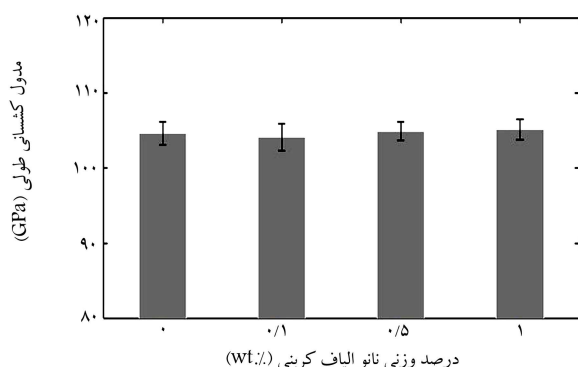
در شکل ۳ کامپوزیت لایه‌یی نامتقارن و تغییر شکل آن پس از پخت نشان داده

جدول ۲. ضریب انبساط حرارتی طولی و عرضی در یک کامپوزیت تک‌لایه با درصد‌های مختلف وزنی نانوالیاف کربن.

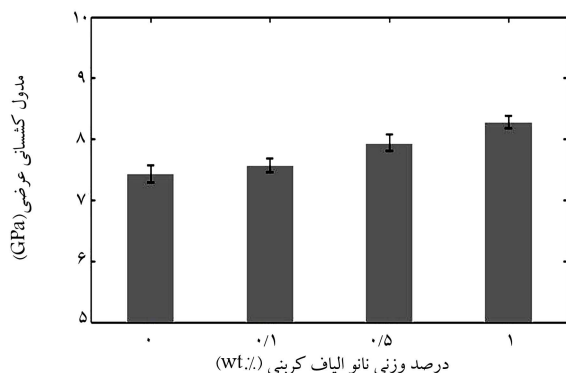
درصد وزنی نانوالیاف			
۱	۰٫۵	۰	
$۴۲٫۱۷ \times ۱۰^{-۶}$	$۴۶٫۲۰ \times ۱۰^{-۶}$	$۶۲٫۴۶ \times ۱۰^{-۶}$	ضریب انبساط حرارتی نانوکامپوزیت نانوالیاف/اپوکسی ($۱/^{\circ}C$)
$-۱٫۰۸۲ \times ۱۰^{-۶}$	$-۱٫۰۶۳ \times ۱۰^{-۶}$	$-۰٫۹۱۲ \times ۱۰^{-۶}$	ضریب انبساط حرارتی طولی نانوکامپوزیت نانوالیاف/کربن/اپوکسی ($۱/^{\circ}C$)
$۳۱٫۷۲ \times ۱۰^{-۶}$	$۳۳٫۶۸ \times ۱۰^{-۶}$	$۴۰٫۹۸ \times ۱۰^{-۶}$	ضریب انبساط حرارتی عرضی نانوکامپوزیت نانوالیاف/کربن/اپوکسی ($۱/^{\circ}C$)



شکل ۵. نمونه‌های نانوکامپوزیت آماده شده برای آزمایش کشش.

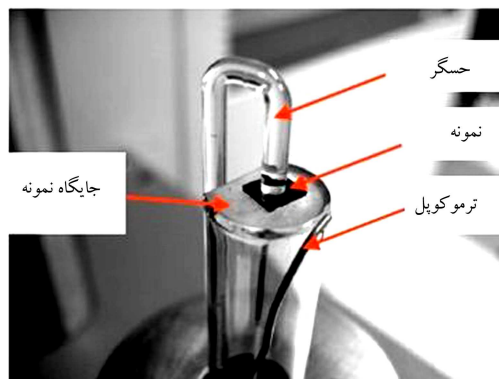


شکل ۶. مدول کشسانی طولی نانوکامپوزیت نانوالیاف کربنی/الیاف کربنی/اپوکسی در درصد‌های مختلف وزنی از نانوالیاف کربنی.



شکل ۷. مدول کشسانی عرضی نانوکامپوزیت نانوالیاف کربنی/الیاف کربنی/اپوکسی در درصد‌های مختلف وزنی از نانوالیاف کربنی.

ساخت شرکت ستام^۴ نیز تحت آزمایش کشش قرار گرفتند. در شکل ۵ نمایی از کامپوزیت‌های ساخته شده برای آزمایش کشش نشان داده شده است. نتایج با تکرار ۴ آزمایش کشش برای هر درصد وزنی و میانگین‌گیری از آنها ارائه شده است. نتایج حاصل از آزمایش کشش نمونه‌های آماده شده نیز در شکل‌های ۶ و ۷ ارائه شده است. چنان که مشاهده می‌شود، افزودن نانوالیاف کربنی به ماتریس پلیمری سبب افزایش اندک مدول کشسانی کامپوزیت خواهد شد. علت این پدیده ایجاد



شکل ۴. چیدمان آزمایش TMA برای اندازه‌گیری ضریب انبساط حرارتی.

عرضی یک تک‌لایه‌ی ارتوتروپ مهم‌ترین پارامتر به شمار می‌رود. در این بخش نتایج تجربی ضریب انبساط حرارتی ماتریس اپوکسی ML-506 در درصد‌های مختلف وزنی از نانوالیاف کربنی ارائه شده است. برای این منظور نانوکامپوزیت‌های نانوالیاف/اپوکسی مطابق بخش ۲ ساخته شد. برای اندازه‌گیری ضریب انبساط حرارتی از آزمایش TMA با استاندارد (ASTM-E ۸۳۱) استفاده شده است. نمونه‌ها دارای ابعاد $۶ \times ۷ \times ۷$ میلی‌متر بوده و آزمایش با نرخ $۱/^{\circ}C/sec$ و در دمای ۲۵ تا ۱۴۰ درجه سانتی‌گراد انجام پذیرفته است. شکل ۴ چیدمان آزمایش TMA را نشان می‌دهد.

نتایج ضریب انبساط حرارتی خطی به دست آمده از آزمایش TMA برای نمونه‌های نانوکامپوزیتی ساخته شده نیز در جدول ۲ ارائه شده است. چنان که مشاهده می‌شود، با افزودن نانوالیاف کربنی به ماتریس پلیمری، ضریب انبساط حرارتی پلیمر و همین‌طور ضریب انبساط حرارتی یک تک‌لایه‌ی ارتوتروپ به شدت کاهش می‌یابد. در مقایسه با راستای طولی، خواص کامپوزیت در راستای عرضی یک تک‌لایه در حضور نانوالیاف کربنی بیشتر بهبود می‌یابد؛ زیرا در راستای طولی، خواص الیاف به شدت بر خواص کامپوزیت تأثیرگذار است ولی در راستای عرضی خواص عرضی الیاف پایین‌تر است و ماتریس و نانوالیاف کربنی بر خواص کامپوزیت تأثیر بیشتری دارند.

۲.۳. تعیین مدول کشسانی

مدول کشسانی اجزاء کامپوزیت بر میدان تنش‌های پسماند و تغییر شکل کامپوزیت‌های لایه‌یی نامتقارن مؤثر است. در تحقیق حاضر مدول کشسانی کامپوزیت نانوالیاف/اپوکسی در درصد‌های وزنی و همین‌طور مدول کشسانی طولی و عرضی یک تک‌لایه‌ی ارتوتروپ با استفاده از آزمایش کشش و مطابق استانداردهای (ASTM-D ۳۰۳۹) و (ASTM-D ۶۳۸) اندازه‌گیری شده است. برای این منظور مطابق استاندارد، نانوکامپوزیت‌های نانوالیاف/اپوکسی به صورت دیمبلی شکل و کامپوزیت‌های تک‌جهته به صورت مستطیلی ساخته و تب‌گذاری آنها انجام شد، و با استفاده از دستگاه کشش

۵. نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی برای تخمین انحنای میانی چندلایه‌ی نامتقارن

در کامپوزیت‌های لایه‌ی نامتقارن، انقباض‌های ناهمسان لایه‌ها حین سرد شدن از دمای پخت تا دمای محیط سبب تغییر شکل‌های خارج از صفحه خواهد شد. علت این امر کویل شدن خمش و کشش (غیرصفر بودن ماتریس B_{ij}) در این نوع از چندلایه‌ی‌های کامپوزیتی است. با استفاده از ناولیاف کربنی و نزدیک شدن خواص طولی و عرضی تک‌لایه‌های ارتوتروپ، انتظار می‌رود این تغییر شکل‌ها نیز به میزان قابل ملاحظه‌ی مهار شود. برای اندازه‌گیری تغییر شکل و پیش‌بینی شکل نهایی چندلایه‌ی‌های نامتقارن روش‌های مختلفی وجود دارد. برخلاف نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی که تمامی کامپوزیت‌های نامتقارن را زینی شکل تخمین می‌زند، هاینر^[۱۲] نشان داد شکلی که برای چندلایه‌ی‌های نامتقارن حین پخت و سپس سرد شدن در دمای محیط به وجود می‌آید به نحوی است که انرژی پتانسیل کل چندلایه‌ی را کمینه کند. مطالعات متعددی در این حوزه انجام شده است.^[۱۹ و ۲۰] در این تحقیق با محاسبه‌ی میزان انحنای لایه‌ی میانی با استفاده از نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی، امکان تخمین میزان تغییر شکل چندلایه‌ی‌های نامتقارن فراهم می‌شود. برای تعیین تنش‌های پسماند حرارتی در یک چندلایه‌ی کامپوزیتی به روش CLT، بارهای حرارتی در راستاهای غیر اصلی به فرم انگرالی زیر نوشته می‌شود:^[۲۱]

$$\begin{aligned} (N_1^T, M_1^T) &= \sum_{k=1}^N (Q_{11}^k \alpha_1^k + Q_{12}^k \alpha_2^k + Q_{16}^k \alpha_6^k) \Delta T(t_k, t_k z_k) \\ (N_2^T, M_2^T) &= \sum_{k=1}^N (Q_{21}^k \alpha_1^k + Q_{22}^k \alpha_2^k + Q_{26}^k \alpha_6^k) \Delta T(t_k, t_k z_k) \\ (N_6^T, M_6^T) &= \sum_{k=1}^N (Q_{61}^k \alpha_1^k + Q_{62}^k \alpha_2^k + Q_{66}^k \alpha_6^k) \Delta T(t_k, t_k z_k) \quad (1) \end{aligned}$$

که در آن N_i^T و M_i^T به ترتیب بردارهای نیرو و ممان حرارتی بی‌بعد شده در عرض و در مختصات غیراصلی است. همچنین Q_{ij} و α_j به ترتیب ماتریس سفتی مربوط به هر یک از لایه‌ها و بردار ضریب انبساط حرارتی در مختصات غیر اصلی، h ضخامت کل چندلایه، ΔT میزان تغییر دما حین سرد شدن از دمای پخت تا دمای محیط، N تعداد لایه‌ها، t_k ضخامت هر لایه، و z_k فاصله‌ی هر لایه تا تار خنثی است. با تعیین بارهای حرارتی، ماتریس کرنش و انحنای لایه‌ی میانی نیز عبارت‌اند از:

$$\begin{Bmatrix} \epsilon \\ \kappa \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix}^{-1} \begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} \quad (2)$$

که در آن ماتریس‌های A و D ماتریس‌های سفتی چندلایه هستند و ماتریس B نیز ماتریس کوپل شدگی میان خمش و کشش است. چنان‌که اشاره شد، در چندلایه‌ی‌های با چیدمان متقارن، ماتریس B برابر صفر است و در نتیجه در چندلایه‌ی‌های متقارن تغییر شکل خارج از صفحه نخواهیم داشت. این ماتریس‌ها بنا به تعریف عبارت‌اند از:

$$A = \int_{-h/2}^{h/2} Q_{ij} dz$$

توده‌های به هم پیوسته از نانوپرکننده در درصد‌های وزنی بالاست. به‌طور معمول افزایش چشمگیر مدول کشسانی کامپوزیت‌ها در درصد‌های وزنی پایین (نزدیک به ۱/۰٪ وزنی و کم‌تر) رخ می‌دهد که در محدوده‌ی آزمایش تحقیق حاضر نبوده است. علت آن است که در این تحقیق ضریب انبساط حرارتی، پارامتر تعیین‌کننده‌ی ایجاد تغییر شکل است و اندازه‌گیری مدول کشسانی برای استفاده در انجام محاسبات صورت پذیرفته است؛ بهیچ‌وجه کردن مدول کشسانی نانوکامپوزیت خارج از موضوع تحقیق حاضر است.

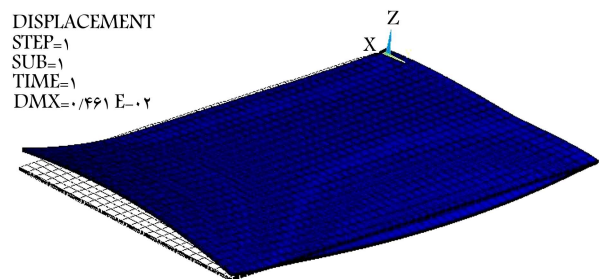
۴. مدل‌سازی المان محدود

به منظور مقایسه‌ی نتایج تجربی، شبیه‌سازی المان محدود نانوکامپوزیت نامتقارن $T[90/0/90]$ در نرم‌افزار ANSYS و با استفاده از المان لایه‌ی (Layered46) انجام شده است. مدل‌سازی نانوکامپوزیت با تعریف خواص ارتوتروپ لایه‌ها مطابق جدول ۳ انجام شده و همچنین شرایط دمایی مطابق شرایط عملی پخت و به‌صورت کاهش دما از دمای پخت (۱۲۰ درجه سانتی‌گراد) تا دمای محیط (۲۵ درجه سانتی‌گراد) اعمال شده است. همچنین در تحلیل اجزاء محدود، خواص فیزیکی و مکانیکی لایه‌ها مستقل از دما در نظر گرفته شده و از خاصیت ویسکو الاستیک مواد صرف نظر شده است. برای این منظور نانوکامپوزیت‌های نامتقارن در درصد‌های مختلف وزنی از ناولیاف کربنی مدل‌سازی شده و با استفاده از المان‌های لایه‌ی به دقت المان‌بندی شدند. در شکل ۸ نمایی از حل المان محدود این نانوکامپوزیت و فرم تغییر شکل یافته در مقابل فرم تغییر شکل نیافته‌ی آن نشان داده شده است.

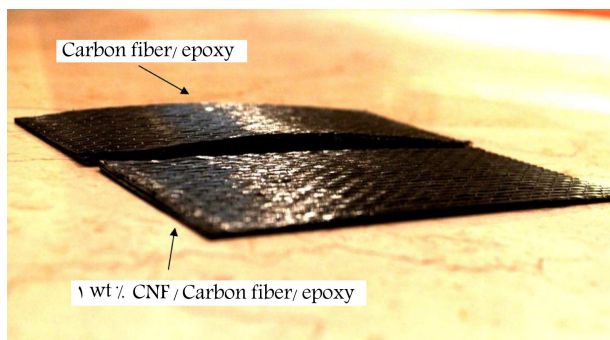
نتایج حل اجزاء محدود برای نانوکامپوزیت‌ها نیز مؤید نتایج تجربی است. با افزودن نانوپرکننده به ماتریس در نانوکامپوزیت‌های پلیمری لایه‌ی $T[90/0/90]$ و بهبود خواص حرارتی تک‌لایه‌ی ارتوتروپ، انحنای میانی این نانوکامپوزیت‌های نامتقارن کاهش می‌یابد.

جدول ۳. مقایسه‌ی تغییر شکل‌های خارج از صفحه به‌صورت تجربی، نظری و اجزاء محدود (میلی متر).

درصد وزنی ناولیاف		۰	۰٫۵	۱
تغییر شکل خارج از صفحه (تجربی)	۵٫۸	۳٫۶	۳٫۰	۳٫۰
تغییر شکل خارج از صفحه (نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی)	۴٫۸	۴٫۳	۳٫۹	۳٫۹
تغییر شکل خارج از صفحه (المان محدود)	۴٫۶	۴٫۲	۳٫۸	۳٫۸



شکل ۸. حل المان محدود کامپوزیت نامتقارن کربن/اپوکسی با چیدمان $T[90/0/90]$.



شکل ۹. کاهش تغییر شکل در کامپوزیت لایه‌ای $T_{90/0/0}$ با افزودن نانوالیاف کربنی.

در جدول ۱، و خواص مربوط به یک تک‌لایه در جدول ۲ ارائه شده است. همین‌طور دمای پخت و دمای اتاق به ترتیب 120° و 20° درجه سانتی‌گراد تعیین شده است. ضخامت هر لایه نیز 0.3 میلی‌متر و ضریب پواسون 0.28 در نظر گرفته شده است. با استفاده از این برنامه‌ی رایانه‌ی و خواص تک‌لایه‌ی ذکر شده تنش‌های پسماند حرارتی برای نانوکامپوزیت‌های با چیدمان نامتقارن $T_{90/0/0}$ برای درصدهای مختلف وزنی از نانوالیاف کربنی در زمینه محاسبه و نتایج مقایسه شده است.

چنان‌که در جدول ۳ نشان داده شده، افزودن نانوالیاف کربنی سبب 48% کاهش در تغییر شکل خارج صفحه‌ی کامپوزیت‌های لایه‌ی کربن/اپوکسی شده است. اما نتایج حاصل از حل المان محدود و نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی با وجود تطابق در کاهش انحنا، تغییر شکل‌های کم‌تری نسبت به نتایج آزمایشگاهی نشان می‌دهد، که این اختلاف ناشی از شرایط ساخت نانوکامپوزیت هاست. شرایط ساخت، شرایط پخت، غیر یکنواخت بودن خواص کامپوزیت نسبت به دما، نرخ خنک کردن و شرایط محیطی مانند رطوبت می‌تواند سبب افزایش یا کاهش انحنای کامپوزیت در شرایط عملی باشد. نزدیکی تخمین نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی و حل المان گواهی بر این مدعاست و نشان می‌دهد در شرایط عملی پارامترهای دیگری نیز می‌توانند سبب القاء تنش‌های پسماند شوند که در محاسبات نظری و شبیه‌سازی‌های نادیده گرفته می‌شوند.

۷. نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر، اثر نانوالیاف کربنی بر تغییر شکل کامپوزیت‌های لایه‌ی متعامد نامتقارن به صورت تجربی، نظری و اجزاء محدود مطالعه شده است. برای این منظور نانوکامپوزیت‌های نانوالیاف/کربن/اپوکسی در سه درصد وزنی از نانوالیاف کربنی ساخته، و خواص حرارتی و مکانیکی آن به صورت آزمایشگاهی با استفاده از آزمایش‌های دیلاتومتری و کشش معین شد. نتایج حاصله نشان می‌دهد افزودن نانوالیاف کربنی ضریب انبساط حرارتی ماتریس پلیمری و نیز ضریب انبساط حرارتی عرضی یک تک‌لایه را به میزان زیادی کاهش می‌دهد. در حالی که در 0.5 درصد و 1 درصد وزنی نانوالیاف کربنی، مدول کشسانی نانوکامپوزیت تغییر چندانی نمی‌کند. کاهش ضریب انبساط حرارتی عرضی یک تک‌لایه سبب کاهش انحنای نانوکامپوزیت‌های نامتقارن خواهد شد؛ مشاهدات تجربی این نظریه را تأیید می‌کند. نتایج نشان می‌دهد نمونه‌های حاوی نانوالیاف کربنی پس از ساخت و سپس سرد شدن تغییر شکل بسیار کم‌تری نسبت به نمونه‌ی خالص داشته است و در 1% وزنی

$$B = \int_{-h/2}^{h/2} Q_{ij} z dz$$

$$D = \int_{-h/2}^{h/2} Q_{ij} z^2 dz \quad (3)$$

بنابراین کرنش و انحنای لایه‌ی میانی در معادله‌ی ۲ عبارت است از:

$$\dot{\epsilon} = \alpha N + \beta M \quad (4)$$

$$\dot{k} = \beta N + \delta M \quad (5)$$

که در آن ماتریس‌های α ، β و δ چنین تعریف می‌شود:

$$\alpha = A^{-1} + A^{-1} B D^{-1} B A^{-1} = A^{-1} B D^{-1} D B$$

$$\beta = -A^{-1} B D^{-1}$$

$$\delta = D^{-1}$$

$$D^* = D - B A^{-1} B \quad (6)$$

در نتیجه کرنش‌ها در هر یک از لایه‌ها طبق معادله‌ی ۴ قابل محاسبه‌اند:

$$\epsilon_r^k = \dot{\epsilon} + z^k \dot{k} - \alpha^k \Delta T \quad (7)$$

با استفاده از کرنش‌های لایه‌ی میانی و با استفاده از معادله‌ی ۲ می‌توان تغییر شکل کامپوزیت لایه‌ی نامتقارن را تخمین زد (شکل ۶).

$$H = \frac{1}{k_i} (1 - \cos(\frac{L_i k_i}{2})) \quad (8)$$

که در آن H انحنای میانی چندلایه‌ی است که در تغییر شکل زینی در صفحات xz و yz رخ می‌دهد، و L_i طول چندلایه‌ی و انحنای لایه‌ی میانی چندلایه‌ی است که از نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی محاسبه می‌شود.

۶. نتایج و تفسیر

پس از ساخت نانوکامپوزیت‌ها، انحنای میانی در راستای طولی نمونه‌ها به دقت اندازه‌گیری و با نمونه‌ی بدون نانوالیاف کربنی مقایسه شد. به صورت ظاهری نیز این کاهش در تغییر شکل کاملاً مشهود است. تصویر مربوط به کاهش انحنای میانی کامپوزیت‌های لایه‌ی در 1 درصد وزنی از نانوالیاف کربنی در شکل ۹ نشان داده شده است.

مطابق انتظار، نانوکامپوزیت‌ها پس از پخت، تغییر شکلی زینی به خود گرفته‌اند و بروز انحنا در آنها در 1% نانوالیاف کربنی به میزان قابل ملاحظه‌ی مهار شده است. برای محاسبه‌ی نظریه‌ی تغییر شکل در نانوکامپوزیت نامتقارن نانوالیاف کربنی/شیشه/اپوکسی از نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی (CLT) استفاده شده است. برای این منظور برنامه‌ی رایانه‌ی با استفاده از نرم‌افزار متلب^۵ نوشته شده است. ورودی‌های این برنامه خواص مکانیکی و حرارتی یک تک‌لایه‌ی کامپوزیتی (مدول کشسانی، ضریب انبساط حرارتی و ضریب پواسون)، نحوه‌ی چیدمان لایه‌ها، و نیز میزان کاهش دما از دمای پخت تا دمای اتاق است. این برنامه قادرست با استفاده از خواص یک تک‌لایه، تنش و کرنش پسماند را در یک کامپوزیت لایه‌ی با چیدمان مختلف تعیین کند. خواص مربوط به لیاف، زمینه و نانوالیاف کربنی

شد. نتایج اجزاء محدود و نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی نیز مؤید نتایج مشاهدات تجربی است. اختلاف اندک موجود میان نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی و حل اجزاء محدود با مشاهدات تجربی به دلیل شرایط ساخت کامپوزیت‌هاست. شرایط پخت، نرخ خنک‌کردن و شرایط محیطی مانند رطوبت می‌تواند سبب افزایش انحنای کامپوزیت در شرایط عملی باشد.

نانوالیاف کربنی تغییر شکل میانی کامپوزیت ۴۸٪ کاهش یافته است. به‌منظور تأیید مشاهدات تجربی، مدل‌سازی المان محدود در نرم‌افزار ANSYS انجام شده و کرنش خارج از صفحه‌ی نمونه‌ها در درصد‌های مختلف وزنی از نانوالیاف کربنی قرائت شد. همچنین با استفاده از نظریه‌ی کلاسیک لایه‌ی تغییر شکل خارج از صفحه در وسط چندلایه‌ی نامتقارن نیز با استفاده از برنامه‌ی رایانه‌ی محاسبه

پانوشته‌ها

1. thermo mechanical analysis
2. tensile
3. scanning electron microscopy
4. Santam
5. Matlab

منابع (References)

1. Hahn, H.T. and Pagano, H.J. "Curing stresses in composite laminates", *Journal of Composite Materials*, **9**, pp. 91-106 (1975).
2. Hyer, M.W. and Dano, M.L. "Thermally induced deformation behavior of un-symmetric laminates", *Journal of Solids and Structures*, **35**(17), pp. 2101-2120 (1998).
3. Betts, D.N., Salo, A.T., Bowen, R.B. and Kim, H.A. "Characterisation and modelling of the cured shapes of arbitrary layup bistable composite laminates", *Composite Structures*, **92**, pp. 1694-1700 (2010).
4. Hsiao, K.T. and Gangireddy, S. "Investigation on the spring-in phenomenon of carbon nanofiber-glass fiber/polyester composites manufactured with vacuum assisted resin transfer molding", *Composites: Part A*, **39**, pp. 834-842 (2008).
5. Withers, P.J. and Bhadeshia, H.K.D.H. "Overview residual stress: Part II- nature and origins", *Journal of Materials Science and Technology*, **17**, pp. 365-375 (2001).
6. Shokrieh, M.M. and Kamali, M. "Determination of residual stress in polymer based composites using hole drilling method", *Journal of Composite Materials*, **39**(24), pp. 2293-2311 (2005).
7. Shokrieh, M.M. and Daneshvar, A. "A novel method to decrease macro-residual stresses of laminated composites by adding carbon nano-fibers", *Modares Mechanical Engineering*, **12**(4), pp. 147-155 (2012).
8. Shokrieh, M.M., Daneshvar, A., Akbari, S. and Chitsazzadeh, M. "The use of carbon nanofibers for thermal residual stress reduction in carbon fiber/epoxy laminated composites", *Journal of Carbon*, **59**, pp. 255-263 (2013).
9. Nishino, T., Kotera, M. and Sugiura, Y. "Residual stress of particulate polymer composites with reduced thermal expansion", *J. Phys., Conf. Ser.*, **184**(1), (2009).
10. Wang, Sh., Liang, Zh., Gonnet, Ph., Liao, Y.H., Wang, B. and Zhang, Ch. "Effect of nanotube functionalization on the coefficient of thermal expansion of nanocomposites", *Adv. Funct. Mater.*, **17**, pp. 87-92 (2007).
11. Godaraa, A., Mezzoa, A., Luizia, F., Warriarb, A., Lomovb, S.V., van Vuureb, A.W. and Verpoest I. "Influence of carbon nanotube reinforcement on the processing and the mechanical behaviour of carbon fiber/epoxy composites", *Journal of Carbon*, **47**, pp. 2914-2923 (2009).
12. Montazeri, A., Pourshamsian, K.H. and Riazian, M. "Viscoelastic properties and determination of free volume fraction of multi-walled carbon nanotube/epoxy composite using dynamic mechanical thermal analysis", *Journal of Materials and Design*, **36**, pp. 408-414 (2012).
13. de Almeida, J.B. "Analytical and experimental study on the evolution of residual stresses in composite materials", A thesis for Master of Science Degree, Faculty of Engineering of the University of Porto (2005).
14. Shokrieh, M.M., Akbari, S. and Daneshvar, A. "A comparison between the slitting method and the classical lamination theory in determination of macro-residual stresses in lamination composites", *Journal of Composite Structures*, **96**, pp. 807-815 (2013).
15. Chitsazzadeh, M., Shahverdi, H. and Shokrieh, M.M. "Fabrication of multi-walled carbon nanotube/vinyl ester nanocomposites: Dispersion and stabilization", *J. Def Diff Forum*, **312-315** pp. 460-5 (2011).
16. Hahn, H.T. "Residual stresses in polymer matrix composite laminates", *Journal of Composite Materials*, **10**, pp. 266-278 (1976).
17. Cowley, K.D. and Beaumont, W.R. "The measurement and prediction of residual stresses in carbon-fiber/polymer composites", *Journal of Composite Science and Technology*, **57**, pp. 1445-1455 (1997).
18. Ning, N., Fu, S., Zhang, W., Chen, F., Wang, K., Deng, H., Zhang, Q. and Fu, Q. "Realizing the enhancement of interfacial interaction in semicrystalline polymer/filler composites via interfacial crystallization", *Progress in Polymer Science*, **37**, pp. 1425-1455 (2009).
19. Tibbetts, G.G., Lake, L.M., Lake, K.L. and Rice, P.R. "A review of the fabrication and properties of vapor-grown carbon nanofiber/polymer composites", *Composites Science and Technology*, **67**, pp. 1709-1718 (2007).
20. Al-Saleh, A.H. and Sundararaj, U. "A review of vapor grown carbon nanofiber/polymer conductive composites", *Journal of Carbon*, **47**, pp. 2-22 (2009).
21. Tsai, S.W. and Hahn, H.T., *Introduction to Composite Materials*, Technomic Publisher (1980).