

Investigation of Mechanical and Thermal Properties of Polymer Composites Reinforced by Multi-Walled Carbon Nanotube for Reduction of Residual Stresses

Ahmad Reza Ghasemi*, Mohammad Mehdi Mohammadi, and Mahdi Moradi

Mechanical Engineering Department, University of Kashan,
P.O. Box: 87317-51167, Kashan, Iran

Received 5 November 2013, accepted 12 March 2014

ABSTRACT

The micromechanical models are used to investigate mechanical and thermal properties of a polymer matrix nanocomposite containing multi-walled carbon nanotubes (MWCNT) in their effects to reduce residual stresses in nanocomposites. To do this, first nanotubes with different weights and volume fractions were dispersed in ML-506 epoxy resin. By using different micromechanical models, the effect additional nanotubes on elastic modulus and coefficient of thermal expansion (CTE) of nanotubes/epoxy were studied as critical parameters. Comparing the model and available experimental results, the modified Halpin-Tsai model and the modified Schapery model were chosen to calculate the mechanical and thermal properties of the nanocomposites. Then, using the matrix reinforced with MWCNT and classical micromechanics models the elastic modulus and coefficients of thermal expansion of the nanocomposites were determined for a single orthotropic ply. The results showed that the rule of mixture (ROM) and Hashin-Rosen model to determine the longitudinal and transverse elastic moduli and Van Fo Fy model to calculate the coefficient of thermal expansion were in good agreements with the experimental results of a single-layer nanocomposite. Finally, the classical laminated plate theory (CLPT) was used to calculate the residual stresses of the CNT/carbon fiber/epoxy composites with different weights and volume fractions of MWCNT for angle-ply, cross-ply and quasi-isotropic laminated composite materials. The results showed that residual stresses were reduced using a maximum of 1% wt or 0.675% volume fraction of the MWCNT in polymer composites. Also, the highest reduction in residual stresses was observed in $[0_2/90_2]$ cross-ply laminated composite materials.

Keywords:

polymer matrix composite,
MWCNT,
micromechanical models,
residual stresses,
mechanical and thermal
properties

(*)To whom correspondence should be addressed.

E-mail: ghasemi@kashan.ac.ir

مطالعه خواص مکانیکی و گرمایی کامپوزیت‌های پلیمری تقویت شده با نانولوله کربنی چنددیواره برای کاهش تنش‌های پسماند

مجله علوم و تکنولوژی پلیمر،
سال بیست و هفتم، شماره ۳،
صفحه ۲۳۰-۲۱۳، ۱۳۹۳
ISSN: 1016-3255
Online ISSN: 2008-0883

احمد رضا قاسمی*، محمد مهدی محمدی، مهدی مرادی

کاشان، دانشگاه کاشان، دانشکده مهندسی مکانیک، صندوق پستی ۵۱۱۶۷-۸۷۳۱۷

دریافت: ۹۲/۸/۱۴، پذیرش: ۹۲/۱۲/۲۱

چکیده

در این پژوهش، از مدل‌های میکرومکانیک برای تعیین خواص مکانیکی و گرمایی نانوکامپوزیت حاوی نانولوله کربنی چنددیواره (MWCNT) و مطالعه اثر نانولوله‌ها بر کاهش تنش‌های پسماند در چندلایه‌ای‌های کامپوزیتی پایه پلیمری با چیدمان‌های متفاوت استفاده شده است. ابتدا نانولوله‌ها با درصدهای مختلف وزنی و حجمی در رزین اپوکسی ML-506 پراکنده شدند. سپس با استفاده از مدل‌های میکرومکانیک، اثر افزودن نانولوله‌ها بر دو پارامتر مهم مدول کشسانی و ضریب انبساط گرمایی در نانوکامپوزیت دوفازی نانولوله کربنی - اپوکسی مطالعه شد. با مقایسه نتایج تجربی موجود و نتایج تحلیلی، مدل Halpin-Tsai اصلاح شده و مدل Schapery اصلاح شده برای محاسبه خواص این نانوکامپوزیت انتخاب شدند. سپس، با استفاده از ماتریس تقویت شده با MWCNT و مدل‌های میکرومکانیک، مدول کشسانی و ضریب انبساط گرمایی برای نانوکامپوزیت تک‌لایه معین شد. نتایج نشان داد، قانون اختلاط و مدل Hashin-Rosen برای مدول کشسانی طولی و عرضی و مدل Van Fo Fy برای ضرایب انبساط گرمایی نانوکامپوزیت تک‌لایه مطابقت مناسبی با نتایج تجربی دارد. در پایان با استفاده از نظریه کلاسیک لایه‌ای، تنش‌های پسماند برای نانوکامپوزیت سه‌فازی نانولوله کربنی - الیاف کربن - اپوکسی با درصدهای مختلف حجمی و وزنی MWCNT در چیدمان‌های چندلایه متعامد، متقاطع و شبه‌همسانگرد محاسبه و ارزیابی شد. نتایج نشان داد، استفاده از MWCNT برای تقویت ماتریس کامپوزیت پلیمری حداکثر تا مقدار ۱٪ وزنی یا ۰/۶۷۵٪ حجمی سبب کاهش تنش‌های پسماند می‌شود که بیشترین کاهش در چیدمان متعامد نامتقارن [۰/۹۰] است.

واژه‌های کلیدی

کامپوزیت با ماتریس پلیمری،
نانولوله کربنی چنددیواره،
مدل‌های میکرومکانیک،
تنش‌های پسماند،
خواص مکانیکی و گرمایی

* مسئول مکاتبات، پیام‌نگار:
ghasemi@kashan.ac.ir

مقدمه

تنش‌های پسماند، تنش‌های خودمتعادلی هستند که درون قطعه حبس می‌شوند. در حالی که قطعه زیر هیچ نوع بار خارجی قرار ندارد، بخشی از مقاومت آن صرف غلبه بر این تنش‌ها می‌شود. تنش‌های پسماند در مواد کامپوزیتی به‌طور عمده در فرایند تولید قطعه زمانی ایجاد می‌شود که چندلایه‌ای در حال سرد شدن از دمای پخت به دمای محیط است. علت اصلی بروز این تنش‌ها در کامپوزیت‌های پلیمری، اختلاف ضریب انبساط گرمایی در جهت‌های ناهمسانگرد تک‌لایه و جهت‌گیری متفاوت لایه‌هاست. تنش‌های پسماند می‌توانند نقش عمده‌ای را در شکست سازه کامپوزیتی حتی موقعی که تحت بارگذاری نیست، ایفا کنند [۱،۲].

پس از کشف نانولوله‌های کربنی توسط Ijima تحولی تاریخی در مسیر ساخت نانوکامپوزیت‌ها به‌وجود آمد. Ajayan به‌عنوان اولین پژوهشگر، استفاده از این مواد را در پلیمرها گزارش و کامپوزیت‌های پلیمری تقویت شده با نانولوله کربنی تولید کرد. از آن زمان تاکنون کاربرد نانوذرات کربنی در کامپوزیت‌های پلیمری مورد توجه بسیاری از پژوهشگران قرار گرفته است و استفاده از این مواد در پلیمرها از موضوعات به‌روز پژوهش‌ها به‌شمار می‌آید [۳]. نانولوله‌های کربنی از مهم‌ترین نانوپرکننده‌ها هستند که به سبب خواص مکانیکی و گرمایی بسیار مطلوب، به‌طور گسترده به‌عنوان تقویت‌کننده در ماتریس‌های پلیمری استفاده می‌شوند [۴]. مطالعات تجربی متعددی قابلیت نانوذرات

کربنی را در اصلاح خواص مکانیکی و گرمایی ماتریس پلیمری نشان می‌دهد که نتایج پژوهش‌های اخیر در جدول ۱ آمده است.

تولید نانوکامپوزیت‌های پلیمری حاوی نانولوله‌های کربنی فقط در شرایطی می‌تواند سبب بهبود خواص مکانیکی و گرمایی شود که اولاً فصل مشترک مناسبی بین نانولوله و ماتریس شکل گیرد. ثانیاً پراکنش نانولوله‌ها در ماتریس پلیمری به‌طور مطلوبی انجام شود. شیوه پراکنش نانولوله‌ها در ماتریس پلیمری از پارامترهای مهم در استحکام‌دهی به کامپوزیت است، چرا که جاذبه واندروالسی شدید بین نانولوله‌ها و سطح تماس زیاد آنها به دلیل نسبت منظر زیاد، اغلب منجر به تجمع نانولوله‌ها در ماتریس می‌شود که از انتقال خواص فوق‌العاده نانولوله به ماتریس جلوگیری می‌کند [۱۱]. رعایت این دو نکته سبب افزایش سطح تماس نانولوله‌ها با چسبندگی مناسب به ماتریس پلیمری و سهولت انتقال تنش در فصل مشترک آنها می‌شود که نتیجه آن بهبود خواص نانوکامپوزیت پلیمری است [۱۲]. با مرور مطالعات اخیر به‌نظر می‌رسد، مطالعه تنش‌های پسماند در اثر افزودن نانوذرات کربنی به ماتریس کامپوزیت‌های پلیمری، در مقالات معدودی بررسی شده است. شکریه و دانشور [۹] اثر نانوالیاف کربن را بر کاهش تنش‌های پسماند در کامپوزیت کربن-اپوکسی بررسی کرده و کاهش ۲۵/۱٪ تنش‌های پسماند در اثر افزودن ۱٪ وزنی نانوالیاف به ماتریس پلیمری را با استفاده از روش شیارزنی گزارش کردند. در پژوهشی دیگر، شکریه و همکاران [۱۰] اثر نانولوله کربنی را بر کاهش تنش‌های

جدول ۱- پژوهش‌های مبتنی بر آزمون‌های تجربی در زمینه بهبود خواص نانوکامپوزیت‌های پلیمری.

پژوهشگر و مرجع	بهبود خواص مکانیکی - گرمایی	مقدار نانوپرکننده (wt./)	نانولوله کربنی		نوع ماتریس اپوکسی
			طول (µm)	قطر (nm)	
منتظری و همکاران [۵]	۱۱٪ افزایش استحکام کششی ۲۷٪ افزایش مدول کشسانی	۳	۸/۵	۲۰	LY-564 (Araldite)
منتظری و همکاران [۶]	۱۷٪ افزایش استحکام کششی ۲۳٪ افزایش مدول کشسانی	۲	۱۰-۳۰	۲۰-۵۰	LY-564 (Araldite)
[۷] Srivastava	۱۳٪ افزایش مدول کشسانی ۲۹٪ افزایش استحکام کششی	۳	۲	۶/۵-۴۰	LY-564 (Araldite)
شیرکوند و همکاران [۸]	۱۲٪ افزایش استحکام کششی ۲۹٪ افزایش مدول کشسانی	۰/۳	۱-۱۰	۲-۶	EPON-828
شکریه و همکاران [۹]	۱۱٪ افزایش مدول کشسانی ۳۲/۵٪ کاهش ضریب انبساط گرمایی	۱	۳۰	۲۰-۸۰	ML-506
شکریه و همکاران [۱۰]	۹٪ افزایش مدول کشسانی ۲۳/۷٪ کاهش ضریب انبساط گرمایی	۱	۰/۵-۲	۸-۱۵	ML-506

مختلفی ارائه شده است. روش‌هایی که به‌طور عمومی در این باره استفاده می‌شوند، قانون اختلاط، معادله Halpin-Tsai و مدل Mori-Tanaka هستند. متداول‌ترین راه برای مدل‌سازی خواص مکانیکی کامپوزیت‌های شامل تقویت‌کننده و ماتریس، قانون اختلاط است. اما، این مدل فقط جهت‌گیری هم‌جهت و پیوسته فاز تقویت‌کننده را در کامپوزیت در نظر می‌گیرد. قانون اختلاط با استفاده از نظریه کامپوزیت‌های تقویت شده با الیاف کوتاه اصلاح شد. نحوه جهت‌گیری نانوذرات درون ماتریس بر مدول نانوکامپوزیت اثر دارد. جهت‌گیری نامنظم ذرات درون ماتریس باعث کاهش مدول می‌شود [۱۳].

ابتدا قانون اختلاط با در نظر گرفتن پارامتر η_0 اصلاح شد. در قانون اختلاط اصلاح شده، اگر پراکنش نانوذرات در ماتریس به شکل سه‌بعدی و نامنظم باشد، $\eta_0 = 0.2$ ، اگر دوبعدی و نامنظم باشد، $\eta_0 = 0.375$ و برای جهت‌گیری منظم و یک‌بعدی $\eta_0 = 1$ در نظر گرفته می‌شود [۱۸]. همچنین در پژوهشی دیگر، Hirsch قانون اختلاط را با در نظر گرفتن پارامتر β اصلاح کرد. این پارامتر که تنش‌های انتقالی بین نانوذرات و ماتریس را معین می‌کند، به نحوه جهت‌گیری نانوذرات و آثار تمرکز تنش در انتهای آنها بستگی دارد [۱۴]. نتایج به‌دست آمده از داده‌های تجربی مقدار بهینه β برابر 0.4 را برای این پارامتر نشان می‌دهد [۱۵، ۱۶]. قانون اختلاط اصلاحی و مدل Hirsch خواص مکانیکی را فقط با در نظر گرفتن جهت‌گیری نانوذرات محاسبه می‌کند و از آثار طول نانوذرات که نقش معین‌کننده‌ای بر خواص مکانیکی دارد، صرف‌نظر شده است. Cox-Krenchel قانون اختلاط را به‌کمک نظریه کامپوزیت تقویت شده با الیاف کوتاه و با در نظر گرفتن آثار طول الیاف (η_L) و جهت‌گیری آن (η_0) تخمین زده است.

از سایر پارامترهای اثرگذار بر خواص مکانیکی نانوکامپوزیت‌ها، نسبت منظر (نسبت طول به قطر) است که اثر بسزایی بر مدول کشسانی دارد [۱۷]. این پارامتر در مدل Halpin-Tsai در نظر گرفته شده است. مدل Halpin-Tsai مدلی نیمه‌تجربی براساس داده‌ها و هندسه ارائه می‌کند. این مدل در ابتدا برای جهت‌گیری منظم نانوذرات در ماتریس ارائه شد. با توجه به اینکه پراکنش نامنظم و تصادفی نانوذرات درون ماتریس تطابق بسیار خوبی با داده‌های تجربی دارد، مدل Halpin-Tsai با تعریف پارامتر α ، که ضریب جهت‌گیری تقویت‌کننده نامیده می‌شود، برای در نظر گرفتن آثار طول نانوذرات و جهت‌گیری آن در فاز ماتریس اصلاح شد.

در معادله Halpin-Tsai اصلاح شده برای تخمین مدول نانوکامپوزیت، اگر طول نانوذرات بزرگ‌تر از ضخامت نمونه باشد، α برابر $\frac{1}{3}$ و اگر طول آن بسیار کمتر از ضخامت نمونه باشد، α برابر $\frac{1}{6}$ در نظر گرفته می‌شود. در نانولوله کربنی با توجه به اینکه طول

پسماند در کامپوزیت کربن - اپوکسی بررسی کرده و نشان دادند، افزودن ۱٪ وزنی نانولوله کربنی به ماتریس کامپوزیت پلیمری سبب کاهش تنش‌های پسماند در لایه‌ها تا مقدار ۱۸٪ می‌شود.

مطالعات نشان می‌دهد، تاکنون برای محاسبه تنش‌های پسماند در نانوکامپوزیت‌های پلیمری از معادله‌های میکرومکانیک کلاسیک و اصلاح شده استفاده نشده است. در این پژوهش، پس از معرفی مدل‌های میکرومکانیک کلاسیک و اصلاح شده، برای محاسبه خواص مکانیکی و گرمایی نانوکامپوزیت‌ها، اثر افزودن نانولوله کربنی با درصد‌های مختلف وزنی بر دو پارامتر مهم مدول کشسانی و ضریب انبساط گرمایی در نانوکامپوزیت دوفازی نانولوله کربنی - اپوکسی و نانوکامپوزیت سه‌فازی نانولوله کربنی - الیاف کربن - اپوکسی براساس معادله‌های میکرومکانیک، مطالعه شده است. ارزیابی و مقایسه نتایج نظری ارائه شده با نتایج تجربی سایر پژوهشگران نشان می‌دهد، روش‌های نظری بر پایه مدل‌های میکرومکانیک اصلاح شده، روشی مطمئن برای پیش‌بینی خواص مکانیکی و گرمایی نانوکامپوزیت‌های پلیمری به‌شمار می‌آید. در پایان با استفاده از نظریه کلاسیک لایه‌ای، تنش‌های پسماند برای نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - الیاف کربن - اپوکسی با درصد‌های مختلف وزنی MWCNT در چیدمان‌های چندلایه متعامد، متقاطع و شبه‌همسانگرد محاسبه و نشان داده شد، افزودن MWCNT حداکثر تا مقدار ۱٪ وزنی سبب کاهش تنش‌های پسماند می‌شود که بیشترین کاهش در چیدمان متعامد نامتقارن بود.

اثر نانولوله‌های کربنی چنددیواره بر ضریب انبساط گرمایی و مدول کشسانی نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی

معادله‌های میکرومکانیک متعددی برای تعیین خواص مکانیکی و گرمایی کامپوزیت‌های معمولی وجود دارد. این معادله‌ها دارای فرضیات اساسی است، از جمله اینکه ماده تقویت‌کننده ساختار توپر دارد و قطر و طول آن دارای ابعادی در محدوده میکرون است. استفاده مستقیم از معادله‌های میکرومکانیک برای نانولوله‌ها به علت ساختار توخالی و عدم اتصال کامل بین ماتریس و نانولوله کربنی، امکان‌پذیر نیست. بنابراین، برای استفاده از این معادله‌ها در محیط نانو باید ملاحظات را در نظر گرفت. در این بخش، مدل‌های میکرومکانیک اصلاح شده برای تعیین خواص مکانیکی و گرمایی نانوکامپوزیت حاوی نانولوله کربنی معرفی شده است.

مدل‌های میکرومکانیک برای تعیین خواص مکانیکی نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی

برای تخمین مدول کشسانی ماتریس تقویت شده با MWCNT معادله‌های

جدول ۲- مدل‌های میکرومکانیک برای محاسبه مدول کشسانی نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی.

خلاصه مدل	مدل	مرجع
$E_{MWCNT} = \eta_o E_{NT} V_{NT} + E_m V_m$	قانون اختلاط اصلاح شده (ROM)	[۱۸]
$E_{MWCNT} = \eta_o \eta_L E_{NT} V_{NT} + E_m V_m, \eta_L = 1 - \frac{\tanh\left(\frac{\beta L_{NT}}{2}\right)}{\left(\frac{\beta L_{NT}}{2}\right)}, \beta = \frac{2}{d_{NT}} \sqrt{\frac{E_m}{E_{NT}(1+\nu_m) \ln\left(\sqrt{\frac{\pi}{4V_{NT}}}\right)}}$	Cox- Krenchel	[۱۹]
$E_{MWCNT} = \beta(E_{NT} V_{NT} + E_m V_m) + (1-\beta)\left(\frac{E_{NT} E_m}{E_{NT} V_m + E_m V_{NT}}\right)$	Hirsch	[۲۰]
$E_{MWCNT} = E_m \left[\frac{3}{8} \left(\frac{1+2\xi\eta_L V_{NT}}{1-\eta_L V_{NT}} \right) + \frac{5}{8} \left(\frac{1+2\xi\eta_T V_{NT}}{1-\eta_T V_{NT}} \right) \right], \eta_L = \frac{\alpha\left(\frac{E_{NT}}{E_m}\right) - 1}{\alpha\left(\frac{E_{NT}}{E_m}\right) + 2\xi}, \eta_T = \frac{\alpha\left(\frac{E_{NT}}{E_m}\right) - 1}{\alpha\left(\frac{E_{NT}}{E_m}\right) + 2}$	Halpin-Tsai	[۲۱]

$$\alpha_{MWCNT} = \left[\frac{V_{NT} E_{NT} \alpha_{NT} + V_m E_m \alpha_m}{V_{NT} E_{NT} + V_m E_m} \right] \int_0^x (\cos^2 \phi - \nu_o \sin^2 \phi) f(\phi) d\phi + [(1+\nu_m)\alpha_m V_m + (1+\nu_{NT})\alpha_{NT} V_{NT}] \int_0^x f(\phi) d\phi \quad (۱)$$

برای تخمین ضریب انبساط گرمایی اپوکسی ماتریس پلیمری تقویت شده با MWCNT، اگر جهت‌گیری نانولوله‌ها در ماتریس منظم باشد، $f(\phi) = 1$ و اگر نامنظم و تصادفی باشد، $f(\phi) = 1/n$ در نظر گرفته می‌شود که n تعداد جهت‌های تصادفی نانولوله کربنی را نشان می‌دهد. مدل‌های میکرومکانیک برای تعیین ضریب انبساط گرمایی نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی در جدول ۳ آمده است.

آن در مقایسه با ضخامت بسیار ناچیز است، α برابر $\frac{1}{6}$ در نظر گرفته شده و فرض می‌شود، پراکنش نانوذرات در ماتریس سه‌بعدی است. همچنین α برابر ۱ پراکنش منظم و یک‌بعدی نانوذرات را در ماتریس نشان می‌دهد [۲۱]. مدل‌های میکرومکانیک معرفی شده، در جدول ۲ به اختصار توضیح داده شده‌اند.

مدل‌های میکرومکانیک برای تعیین خواص گرمایی نانوکامپوزیت تقویت شده با نانولوله کربنی چنددیواره

ضریب انبساط گرمایی کامپوزیت تقویت شده با الیاف کوتاه تابعی از $f(\phi)$ ، ضریب جهت‌گیری تقویت‌کننده است که در حالت کلی به شکل معادله (۱) نوشته می‌شود [۲۲]:

جدول ۳- مدل‌های میکرومکانیک برای محاسبه ضریب انبساط گرمایی نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی.

توضیح مدل	خلاصه مدل	مدل	مرجع
جهت‌گیری منظم	$\alpha_{MWCNT} = \frac{V_{NT} E_{NT} \alpha_{NT} + V_m E_m \alpha_m}{V_{NT} E_{NT} + V_m E_m}$	Schapery	[۲۲]
جهت‌گیری تصادفی	$\alpha_{MWCNT} = \frac{1}{2} \left(\frac{V_{NT} E_{NT} \alpha_{NT} + V_m E_m \alpha_m}{V_{NT} E_{NT} + V_m E_m} (1 - \nu_{NT} V_{NT} - \nu_m V_m) + (1 + \nu_m) \alpha_m V_m + (1 + \nu_{NT}) \alpha_{NT} V_{NT} \right)$	Schapery اصلاح شده	

جدول ۴- خواص اجزای تشکیل دهنده نانوکامپوزیت [۱۰].

خواص	ماتریس	الیاف کربن	نانولوله کربنی
	ML- 506	T 300	MWCNT
مدول کشسانی (GPa)	۳/۱۳	۲۳۰	۱۰۰۰
ضریب انبساط گرمایی (۱۰ ^{-۶} /°C)	۶۲/۴۵	-۰/۴۱	-۱
چگالی (g/cm ³)	۱/۱۱	۱/۷۶	۱/۶۵
نسبت منظر (٪)	-	-	۱۰۰

مختلف در شکل ۱ نشان داده شده است.

با مقایسه نتایج تجربی و مدل‌های میکرومکانیک ارائه شده در شکل ۱ می‌توان بیان کرد، مدل Halpin-Tsai اصلاح شده نتایج قابل قبولی را با توجه به نتایج تجربی نشان می‌دهد. همچنین نتایج به دست آمده نشان می‌دهد، افزودن ۱٪ وزنی (معادل با ۰/۶۷۵٪ حجمی) نانولوله کربنی به ماتریس پلیمری سبب افزایش مدول کشسانی نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی می‌شود که این مقدار افزایش در نتایج تجربی ۹٪ و در مدل Halpin-Tsai اصلاح شده ۱۰/۵٪ است. تفاوت مشاهده شده بین مقادیر تجربی و نظری را می‌توان این گونه توجیه کرد:

از عواملی که بر تقویت خواص مکانیکی نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی اثر زیادی می‌گذارد، نحوه پراکنش نانولوله‌های کربنی در ماتریس پلیمری است. بهترین نوع پراکنش نانولوله‌ها، پراکنش یکنواخت است. در نانوکامپوزیت‌ها، معمولاً کسر وزنی نانولوله کربنی محصور در رزین از ۰٪ تا ۳٪ تغییر می‌کند [۵،۷]. افزایش

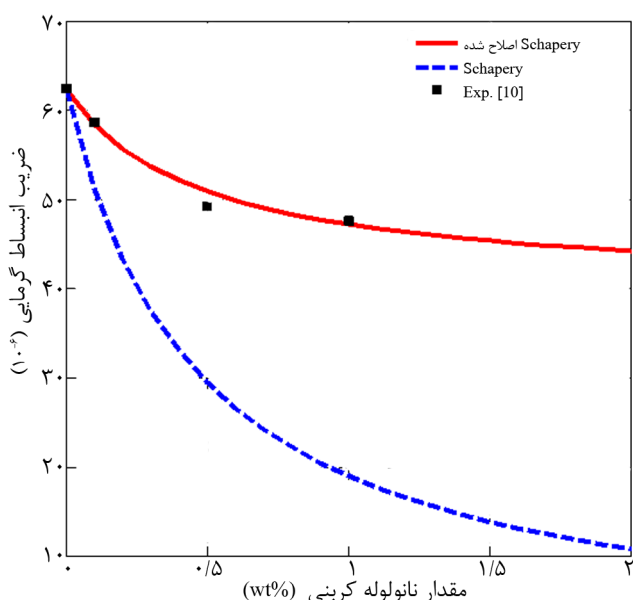
با فرض اینکه نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی تنها از این دو فاز تشکیل شده باشد و فاصله هوایی بین نانولوله کربنی و ماتریس وجود نداشته باشد، کسر حجمی نانولوله کربنی از معادله (۲) به دست می‌آید:

$$V_{MWCNT} = \frac{w\rho_m}{w\rho_m + (1+w)\rho_{NT}} \quad (2)$$

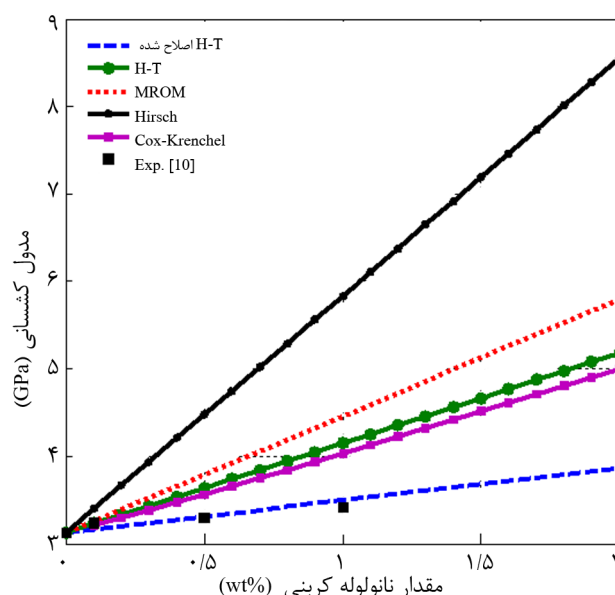
مقایسه پیش‌بینی مدل‌های میکرومکانیک و داده‌های تجربی در نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی

خواص اجزای تشکیل دهنده نانوکامپوزیت بررسی شده در این مقاله در جدول ۴ آمده است. همچنین برای بررسی نحوه تطابق مدل‌های میکرومکانیک موجود و نتایج تجربی از داده‌های تجربی مرجع ۱۰ استفاده شده است.

نتایج مدل‌های میکرومکانیک و داده‌های تجربی مربوط به مدول کشسانی نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی با کسرهای وزنی



شکل ۲- ضریب انبساط گرمایی برای نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی.



شکل ۱- مدول کشسانی برای نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی

گرمایی ماتریس تقویت شده می‌شود که نتایج تجربی کاهش ۲۳/۷٪ و پیش‌بینی نظری کاهش ۲۳/۲٪ را نشان می‌دهد. براساس نتایج حاصل، فرض جهت‌گیری تصادفی و نامنظم نانولوله کربنی در ماتریس پلیمری مطابقت مناسبی با نتایج تجربی دارد.

اثر نانولوله کربنی بر خواص مکانیکی و گرمایی نانو کامپوزیت تک‌لایه

در این بخش توسعه معادله‌های میکرومکانیک برای تعیین خواص مکانیکی و گرمایی تک‌لایه نانو کامپوزیت سه‌فازی نانولوله کربنی-الیاف کربن - اپوکسی بررسی شده است. بر خلاف آنچه در بخش پیشین برای خواص نانو کامپوزیت دوفازی نانولوله کربنی- اپوکسی ارائه شد، در تک‌لایه نانو کامپوزیتی، خواص در دو راستای طولی و

مقدار بیشتری از نانولوله کربنی به ماتریس نانو کامپوزیت باعث کاهش استحکام تسلیم و مدول کشسانی به دلیل انبوهش و ایجاد کلوخگی نانولوله کربنی در ماتریس پلیمری می‌شود [۲۳، ۲۴]، در حالی که در اغلب مدل‌های میکرومکانیک، ایجاد کلوخگی نانولوله کربنی در نظر گرفته نمی‌شود. در نتیجه، مقادیر مدول کشسانی پیش‌بینی شده با مدل‌های میکرومکانیک اغلب بیشتر از نتایج تجربی است. شکل ۲ نتایج مدل‌های میکرومکانیک و داده‌های تجربی، مربوط به ضریب انبساط گرمایی نانو کامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این شکل نشان داده شده است، مدل میکرومکانیک Schapery اصلاح شده مطابقت مناسبی با داده‌های تجربی دارد. همچنین، افزودن ۱٪ وزنی نانولوله کربنی سبب کاهش ضریب انبساط

جدول ۵- مدل‌های میکرومکانیک برای تعیین خواص مکانیکی نانو کامپوزیت تک‌لایه.

مرجع	مدل	دسته‌بندی مدل	خلاصه مدل
[۲۵]	قانون اختلاط (ROM)	کلاسیک	$E_L = E_m V_m + E_f V_f, E_T = \frac{E_m E_f}{E_m V_f + E_f V_m}$ $G_{LT} = \frac{G_m G_f}{G_m V_f + G_f V_m}, \nu_{LT} = \nu_m V_m + \nu_f V_f$
[۲۸]	Hashin Rosen	با رویکرد کشسانی	$E_L = E_m V_m + E_f V_f + \frac{4V_f V_m (\nu_f - \nu_m)^2}{V_f K_m^{-1} + V_m K_f^{-1} + G_m^{-1}}, G_{LT} = \frac{G_m G_f (1 + V_f) + G_m V_m}{G_f V_m + G_m (1 + V_f)}$
[۲۵]	قانون اختلاط اصلاح شده (MROM)		$\frac{1}{E_L} = \frac{\eta_f V_f}{E_f} + \frac{\eta_m V_m}{E_m}, \eta_f = E_f V_f + [(1 - \nu_f^2) E_m + \nu_f \nu_m E_f] V_m$ $\frac{1}{G_{LT}} = \frac{V_f + \eta' V_m}{G_f + G_m}, \eta_m = \frac{[(1 - \nu_m)^2 E_f - (1 - \nu_m \nu_f) E_m] V_f + E_m V_m}{E_m V_m + E_f V_f}$
[۲۶]	Halpin - Tsai	نیمه تجربی	$E_T = E_m \left(\frac{1 + 2\eta_E V_f}{1 - \eta_E V_f} \right), \eta_E = \frac{(E_f/E_m) - 1}{(E_f/E_m) + 2}$ $G_{LT} = G_m \left(\frac{1 + \eta_G V_f}{1 - \eta_G V_f} \right), \eta_G = \frac{(G_f/G_m) - 1}{(G_f/G_m) + 1}$
[۲۷]	Chamis		$E_T = \frac{E_m}{1 - \sqrt{V_f} \left(1 - \frac{E_m}{E_f} \right)}, G_{LT} = \frac{G_m}{1 - \sqrt{V_f} \left(1 - \frac{G_m}{G_f} \right)}$
[۳۰، ۳۱]	Bridging	همگن	$E_T = \frac{(V_f + E_m a_{11})(V_f + V_m a_{22})}{(V_f + V_m a_{11})(V_f s_{11}^f + V_m s_{22}^m a_{22}) + V_f V_m (s_{21}^m - s_{21}^f) a_{12}}$ $G_{LT} = \frac{(V_f + V_m a_{66}) G_m G_f}{V_f G_m + V_m a_{66} G_f}$

برای محاسبه E_L و ν_{LT} از قانون اختلاط استفاده می‌شود.

نانولوله کربنی - الیاف کربن - اپوکسی استفاده می‌شوند (جدول ۵). قانون اختلاط متداول‌ترین مدل نظری استفاده شده برای تخمین خواص مکانیکی کامپوزیت متشکل از ماتریس و الیاف پیوسته است که Voigt و Reuss ارائه کردند. در این مدل، تغییر شکل الیاف و ماتریس مستقل از هم مطالعه شده و تغییر شکل طولی به وجود آمده در اثر بارگذاری عرضی در نظر گرفته نمی‌شود. این فرضیه کاملاً ساده است و توسط پژوهشگران ابتدا استفاده می‌شد. در حالی که مطالعات نشان می‌دهد، مقادیر E_L و ν_{LT} حاصل از قانون اختلاط مطابقت خوبی با داده‌های تجربی و اجزای محدود دارند، اما مقادیر E_T و G_{LT} مطابقت مناسبی با داده‌های تجربی و اجزای محدود ندارند. این دو مقدار به وجود حباب، ناهمسانگرد بودن الیاف و ضریب پواسون ماتریس حساس هستند. برای حل این مشکل، قانون اختلاط اصلاح شده ارائه شد. در این مدل، تغییر شکل طولی کامپوزیت در اثر بارگذاری عرضی در نظر گرفته می‌شود. همچنین، هنگامی که تنش در

عرضی متفاوت است. به دلیل زیاد بودن خواص الیاف در راستای آنها و کمتری بودن خواص در راستای عمود بر الیاف، خواص کامپوزیت در راستای طولی بیشتر و در راستای عرضی کمتر است. با اثری که نانولوله کربنی بر خواص ماتریس پلیمری می‌گذارد، انتظار می‌رود که خواص نانوکامپوزیت در راستای عرضی بهبود یابد.

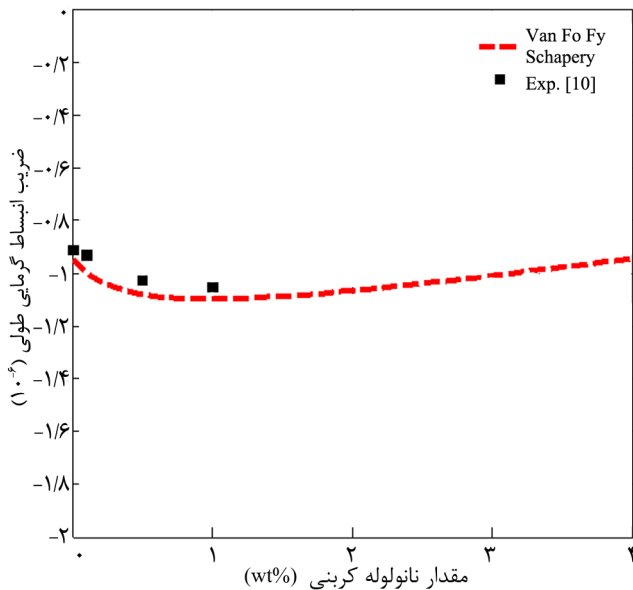
مدل‌های میکرومکانیک برای تعیین خواص مکانیکی نانو کامپوزیت تک‌لایه

پیش‌بینی خواص مکانیکی کامپوزیت‌های معمولی هدف اصلی بسیاری از پژوهش‌ها بوده و مدل‌های میکرومکانیک مختلفی برای تعیین خواص کشسانی آنها پیشنهاد شده است. این مدل‌ها را می‌توان به چهار دسته عمده مدل‌های کلاسیک، مدل‌های با رویکرد کشسانی، مدل‌های نیمه تجربی و مدل‌های همگن دسته‌بندی کرد. هر یک از این دسته‌ها شامل مدل‌های مختلف میکرومکانیک است. در این بخش، شش مدل پرکاربرد معرفی شده که در تعیین خواص کشسان نانوکامپوزیت سه‌فازی

جدول ۶- مدل‌های میکرومکانیک برای تعیین خواص گرمایی نانو کامپوزیت تک‌لایه.

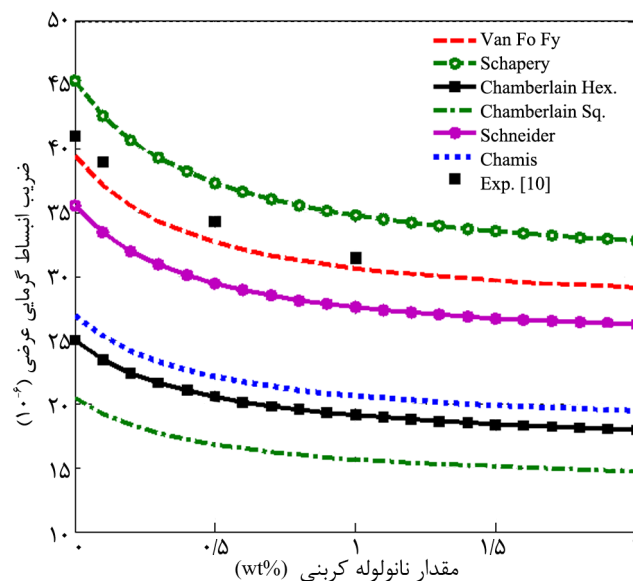
خلاصه مدل	مدل میکرومکانیک	مرجع
$\alpha_C = \alpha_f V_f + \alpha_m V_m$	قانون اختلاط (ROM)	[۳۲]
$\alpha_L = \alpha_m - (\alpha_m - \alpha_f) \frac{(1 + \nu_m)E_f V_f - (1 + \nu_f)(E_L - E_m V_m)}{(\nu_m - \nu_m)E_L}$ $\alpha_T = \alpha_m + (\alpha_m - \alpha_L)\nu_{LT} - (\alpha_m - \alpha_f)(1 + \nu_f) \frac{\nu_m - \nu_{LT}}{\nu_m - \nu_f}$	Van Fo Fy	[۳۳]
$\alpha_L = \frac{E_f \alpha_f V_f + E_m \alpha_m V_m}{E_f V_f + E_m V_m}$ $\alpha_T = (1 + \nu_f)\alpha_f V_f + (1 + \nu_m)\alpha_m V_m - \alpha_L(\nu_f V_f + \nu_m V_m)$	Schapery	[۳۴]
$\alpha_T = \alpha_m - (\alpha_m - \alpha_f) \left[\frac{2(1 + \nu_m)(\nu_m^2 - 1)C}{1 + 1.1V_f - \nu_m + 2\nu_m^2 C} - \frac{\nu_m \frac{E_m}{E_f}}{C + \frac{E_m}{E_f}} \right] \quad C = \frac{1.1V_f}{1 - 1.1V_f}$	Schneider*	[۳۵]
$\alpha_T = \alpha_m + \frac{2(\alpha_f - \alpha_m) V_f}{\nu_m (F - 1 + V_m) + (F + V_f) + \frac{E_m}{E_f} (1 - \nu_f)(F - 1 + V_m)}$	Chamberlain*	[۳۶]
$\alpha_T = \alpha_f \sqrt{V_f} + (1 + \sqrt{V_f})(1 + V_f \nu_m \frac{E_m}{E_f}) \alpha_m$	Chamis*	[۳۷]

*برای محاسبه α_L از معادله Schapery استفاده شده است.

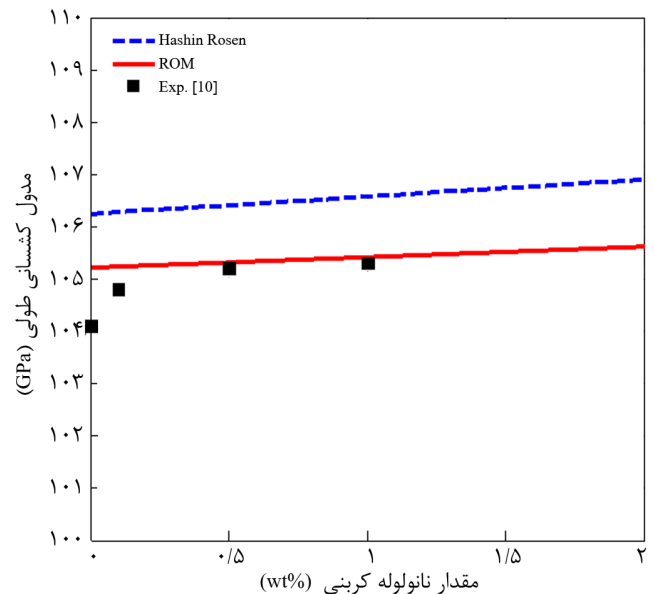


شکل ۵- ضریب انبساط گرمایی طولی برای نانوکامپوزیت نانولوله کربنی-الیاف کربن - اپوکسی.

کرد. همچنین، نحوه محاسبه E_T در مرجع ۲۹ به تفصیل توضیح داده شده است. مدل Halpin-Tsai مدلی نیمه تجربی است که برای اصلاح مدول عرضی و مدول برشی ارائه شده است. در این مدل برای محاسبه مقادیر E_L و ν_{LT} از قانون اختلاط استفاده می‌شود. مدل Chamis از مدل‌های پرکاربرد و معتبر است که برای چهار ثابت مستقل ماده ناهمسانگرد، معادله‌هایی را ارائه داده است. در این مدل



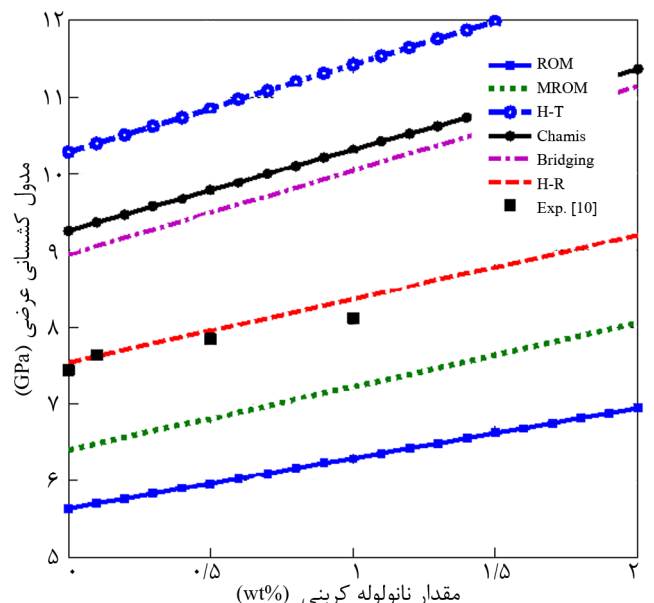
شکل ۶- ضریب انبساط گرمایی عرضی برای نانوکامپوزیت نانولوله کربنی-الیاف کربن - اپوکسی.



شکل ۳- مدول کشسانی طولی برای نانوکامپوزیت نانولوله کربنی-الیاف کربن - اپوکسی.

جهت عرض کامپوزیت اعمال می‌شود، تغییر شکل الیاف و ماتریس در جهت طولی کاملاً یکسان است و از حالت تنش دویعدی در الیاف و ماتریس محاسبه می‌شود.

Hashin-Rosen ابتدا مدل CCA را برای محاسبه خواص کشسانی کامپوزیت‌ها ارائه کرد. افزون بر این، Christensen [۲۹] مدل تعمیم یافته خودسازگار را برای برآورد دقیق تر مدول برشی ارائه



شکل ۴- مدول کشسانی عرضی برای نانوکامپوزیت نانولوله کربنی-الیاف کربن - اپوکسی.

نیز برای محاسبه مقادیر E_L و v_{LT} ، از قانون اختلاط استفاده می‌شود، درحالی که برای تعیین مقادیر مدول کشسانی عرضی و مدول برشی، V_f با جذر خود جایگزین می‌شود. Huang و همکاران [۳۰، ۳۱] به تازگی نیز مدل میکرومکانیک جدیدی را با نام Bridging پیشنهاد دادند که برای پیش‌بینی استحکام کامپوزیت‌های تک‌جهتی تعمیم داده شده است.

مدل‌های میکرومکانیک برای تعیین خواص گرمایی نانوکامپوزیت تک‌لایه ضرایب انبساط گرمایی برای کامپوزیت‌هایی که در دمای زیاد پخت شده و تا دمای محیط سرد می‌شوند، بسیار مهم است. در این فرایند با توجه به اختلاف ضرایب انبساط گرمایی الیاف و ماتریس، تنش‌های پسماند گرمایی ایجاد می‌شوند. در این بخش، ضرایب انبساط گرمایی در کامپوزیت‌ها براساس شش مدل میکرومکانیک پرکاربرد معین می‌شود (جدول ۶). با توجه به اینکه انبساط گرمایی بدون هیچ تنش اعمالی رخ می‌دهد، در محاسبه ضریب انبساط گرمایی عرضی، تنش مؤثر در جهت عرضی صفر در نظر گرفته می‌شود. اگر هر یک از فازها به شکل ماده همگن با رفتار کشسان خطی و در محدوده کوچکی از کرنش‌های حجمی در نظر گرفته شوند و با فرض عدم برهم‌کنش بین فازهای تشکیل‌دهنده، ضریب انبساط گرمایی کامپوزیت به شکل قانون اختلاط، بیان می‌شود. در این مدل، تنش‌های پسماند ایجاد شده در کامپوزیت به دلیل ضرایب انبساط گرمایی متفاوت ماتریس و الیاف نادیده گرفته می‌شوند. با در نظر گرفتن این واقعیت باید به دنبال مدل جایگزینی برای ضریب انبساط گرمایی بود.

مقایسه پیش‌بینی مدل‌های میکرومکانیک و داده‌های تجربی در نانوکامپوزیت تک‌لایه

در این بخش از الیاف پیوسته کربن با خواص ارائه شده در جدول ۴ برای نانوکامپوزیت تک‌لایه استفاده شده است. با استفاده از معادله‌های میکرومکانیک معرفی شده در بخش پیشین و نیز خواص ماتریس تقویت شده با نانولوله کربنی، نتایج مربوط به مدول کشسانی و ضریب انبساط گرمایی طولی و عرضی نانوکامپوزیت تک‌لایه نانولوله کربنی - الیاف کربن - اپوکسی با درصدهای وزنی مختلف در شکل‌های ۳ تا ۶ آمده است. برای بررسی نحوه تطابق مدل‌های میکرومکانیک و نتایج تجربی از داده‌های تجربی مربوط به پژوهش انجام شده توسط شکریه و همکاران [۱۰] استفاده شد.

همان‌طور که در شکل‌های ۳ و ۴ نشان داده شده، برای تخمین مدول نانوکامپوزیت تک‌لایه، قانون اختلاط در راستای طولی و مدل Hashin-Rosen در راستای عرضی از مطابقت مناسبی با داده‌های تجربی برخوردارند و به‌عنوان مدل‌های میکرومکانیک بهینه انتخاب شدند. اضافه‌کردن ۱٪ وزنی نانولوله کربنی در ماتریس کامپوزیت تک‌لایه الیاف کربن - اپوکسی سبب افزایش مدول در راستاهای طولی و عرضی می‌شود که این مقدار افزایش در نتایج تجربی به ترتیب، ۱/۲ و ۹٪ و در نتایج نظری حاصل از قانون اختلاط و مدل Hashin-Rosen به ترتیب ۰/۲ و ۹/۸٪ است. مدول عرضی، برخلاف مدول طولی تحت تأثیر پراکنش نانوذرات در ماتریس پلیمری است. این رفتار متناقض مدول کشسانی در جهت‌های طولی و عرضی ناشی از نقش متفاوت ماتریس و الیاف است. مدول طولی به سفتی الیاف که بار را تحمل می‌کند و مدول عرضی به سفتی ماتریس وابسته است و سفتی الیاف هیچ اثری بر آن ندارد [۹]. در نتیجه، با توجه به اینکه افزودن نانوذرات کربنی سبب تقویت فاز ماتریس می‌شود، مدول عرضی به مقدار قابل توجهی افزایش می‌یابد. نتایج به‌دست آمده نشان می‌دهد،

مدل‌های میکرومکانیک برای تعیین خواص گرمایی نانوکامپوزیت تک‌لایه

ضرایب انبساط گرمایی برای کامپوزیت‌هایی که در دمای زیاد پخت شده و تا دمای محیط سرد می‌شوند، بسیار مهم است. در این فرایند با توجه به اختلاف ضرایب انبساط گرمایی الیاف و ماتریس، تنش‌های پسماند گرمایی ایجاد می‌شوند. در این بخش، ضرایب انبساط گرمایی در کامپوزیت‌ها براساس شش مدل میکرومکانیک پرکاربرد معین می‌شود (جدول ۶). با توجه به اینکه انبساط گرمایی بدون هیچ تنش اعمالی رخ می‌دهد، در محاسبه ضریب انبساط گرمایی عرضی، تنش مؤثر در جهت عرضی صفر در نظر گرفته می‌شود. اگر هر یک از فازها به شکل ماده همگن با رفتار کشسان خطی و در محدوده کوچکی از کرنش‌های حجمی در نظر گرفته شوند و با فرض عدم برهم‌کنش بین فازهای تشکیل‌دهنده، ضریب انبساط گرمایی کامپوزیت به شکل قانون اختلاط، بیان می‌شود. در این مدل، تنش‌های پسماند ایجاد شده در کامپوزیت به دلیل ضرایب انبساط گرمایی متفاوت ماتریس و الیاف نادیده گرفته می‌شوند. با در نظر گرفتن این واقعیت باید به دنبال مدل جایگزینی برای ضریب انبساط گرمایی بود.

Van Fo Fy ضرایب انبساط گرمایی کامپوزیت تک‌لایه شامل الیاف و ماتریس را با تجزیه و تحلیل تنش توسعه داد. در این مدل، مدول یانگ طولی و ضریب پواسون اصلی کامپوزیت با استفاده از قانون اختلاط محاسبه می‌شوند. با این وجود، مقادیر پیش‌بینی شده برای خواص گرمایی کامپوزیت از معادله Van Fo Fy به تغییرات E_L بسیار حساس است و هرگونه انحراف به‌وجود آمده در اثر خطای تجربی ممکن است، سبب ایجاد اختلاف قابل توجهی در نتایج نهایی شود. Schapery معادله‌هایی را برای ضرایب انبساط گرمایی مؤثر طولی و عرضی کامپوزیت‌های متشکل از فازهای همسانگرد با استفاده از اصل حداکثر (extremum) گرماکشسانی به‌دست آورد. Chamis با استفاده از قوانین تعادل و به‌کارگیری تغییر شکل به‌وجودآمده در سازه‌های مهندسی تحت بارگذاری‌های مکانیکی و گرمایی معادله‌های را برای خواص مکانیکی و گرمایی کامپوزیت‌های تقویت شده با الیاف متقاطع همسانگرد ارائه کرد. ضریب انبساط گرمایی طولی ارائه شده به‌کمک معادله Chamis نیز مشابه معادله Schapery است. Schneider یکی از معادله‌های پرکاربرد را برای محاسبه ضریب انبساط گرمایی

با استفاده از مقادیر به دست آمده برای بردار بارهای گرمایی، کرنش و انحنای لایه میانی از معادله (۴) محاسبه می‌شوند:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon^{\circ} \\ k^{\circ} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix}^{-1} \begin{bmatrix} N^T \\ M^T \end{bmatrix} \quad (4)$$

که در این معادله‌ها ماتریس‌های A، B و D به ترتیب ماتریس‌های سفتی کششی، کوپلینگ کشش - خمش و سفتی خمشی چندلایه هستند:

$$(A_{ij}, B_{ij}, D_{ij}) = \sum_{k=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} Q_j^k (1, z, z^2) dz \quad (5)$$

در نتیجه، تنش‌های پسماند در هر یک از لایه‌ها و در مختصات غیراصولی از معادله (۶) معین می‌شوند:

$$\sigma_r^k = Q^k (\varepsilon^{\circ} + z^k k^{\circ} - \alpha^k \Delta T) \quad (6)$$

صحه‌گذاری نتایج نظری کلاسیک لایه‌ای

برای محاسبه تنش‌های پسماند در نانوکامپوزیت نانولوله کربنی-اپوکسی با نرم‌افزار MATLAB [۳۹] برنامه رایانه‌ای آماده شد که با داشتن خواص تک‌لایه، تنش‌های پسماند را در نانوکامپوزیت لایه‌ای با چیدمان مختلف محاسبه می‌کند. مقادیر تنش‌های پسماند با در نظر گرفتن خواص مکانیکی تک‌لایه براساس قانون اختلاط در راستای طولی، مدل Hashin-Rosen در راستای عرضی و خواص گرمایی آن براساس مدل Van Fo Fy محاسبه شده است.

با استفاده از برنامه نوشته شده و با در نظر گرفتن ضخامت هر لایه ۰/۳ mm، دمای محیط و پخت به ترتیب ۲۰ و ۱۲۰°C، تنش‌های پسماند در چیدمان‌های مختلف و با درصد‌های متفاوت وزنی از نانولوله کربنی در ماتریس محاسبه شده است. در جدول ۷، درصد کاهش تنش‌های پسماند در این پژوهش با نتایج سایر پژوهشگران، در اثر افزودن حداکثر ۱٪ وزنی نانولوله کربنی به ماتریس پلیمری ارائه شده است. نتایج نشان می‌دهد، روش تحلیلی مبتنی بر مدل‌های

جدول ۷- مقایسه نتایج پژوهش اخیر با پژوهش‌های پیشین.

درصد کاهش		تنش پسماند	چیدمان
مرجع [۱۰]	پژوهش اخیر		
۱۶	۱۵/۱	محوری (σ_x)	$[0/90]_s$
۱۸	۱۸/۱	برشی (σ_s)	$[45/-45]_T$

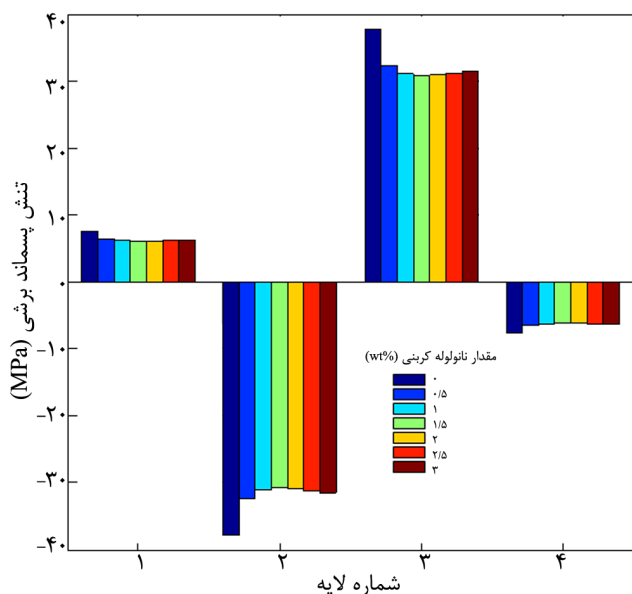
تغییرات مدول عرضی نانوکامپوزیت تک‌لایه نانولوله کربنی - الیاف کربن - اپوکسی بسیار نزدیک به تغییرات ایجاد شده در مدول عرضی نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی است.

شکل‌های ۵ و ۶ به روشنی نشان می‌دهد، مدل Van Fo Fy مطابقت مناسبی با داده‌های تجربی دارد و به عنوان مدل میکرومکانیک گرمایی بهینه انتخاب شدند. همچنین، افزودن ۱٪ وزنی نانولوله به ماتریس تک‌لایه کربن - اپوکسی سبب کاهش ضریب انبساط گرمایی طولی و عرضی می‌شود که این کاهش در نتایج تجربی به ترتیب ۱۵/۹ و ۲۳/۳٪ و در نتایج نظری حاصل از مدل Van Fo Fy به ترتیب ۱۵/۵ و ۲۲/۸٪ است. در شکل ۵، افزودن ۱٪ وزنی نانولوله کربنی سبب کاهش ضریب انبساط گرمایی شده و پس از آن ضریب انبساط افزایش می‌یابد. نتایج تحلیلی نشان می‌دهد، افزودن نانولوله کربنی به ماتریس پلیمری سبب افزایش مدول و کاهش ضریب انبساط گرمایی نانوکامپوزیت در راستای عرضی می‌شود. بنابراین با نزدیک شدن خواص عرضی نانوکامپوزیت به خواص طولی آن، انتظار می‌رود تنش‌های پسماند که به دلیل عدم تطابق خواص در راستاهای مختلف لایه‌ها به وجود می‌آیند، کاهش یابند [۳۸]. این موضوع در ادامه و با محاسبه تنش‌های پسماند، با استفاده از نظریه کلاسیک لایه‌ای نشان داده شده است.

محاسبه تنش‌های پسماند در نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - الیاف کربن - اپوکسی به روش نظریه کلاسیک لایه‌ای

نظریه کلاسیک لایه‌ای ساده‌ترین و متداول‌ترین روش برای محاسبه تنش‌های پسماند میکرومکانیک در چندلایه‌های کامپوزیتی به شمار می‌آید. در این روش، برای تحلیل چندلایه کامپوزیتی با چیدمان مختلف، از خواص مکانیکی و گرمایی تک‌لایه کامپوزیتی در راستاهای طولی و عرضی استفاده می‌شود. تنش‌های پسماند باعث ایجاد بارهای گرمایی در قطعه می‌شوند که برای محاسبه این تنش‌ها ابتدا باید مقادیر این نیروها و ممان‌ها معین شود. برای تعیین تنش‌های پسماند گرمایی در یک چندلایه کامپوزیتی به روش نظریه کلاسیک لایه‌ای، بارهای گرمایی در راستاهای غیراصولی به شکل انتگرالی معادله (۳) نوشته می‌شوند [۹]:

$$\begin{aligned} (N_1^T, M_1^T) &= \sum_{k=1}^n (Q_{11}^k \alpha_1^k + Q_{12}^k \alpha_2^k + Q_{16}^k \alpha_6^k) \Delta T \cdot (t_k, t_k z_k) \\ (N_2^T, M_2^T) &= \sum_{k=1}^n (Q_{21}^k \alpha_1^k + Q_{22}^k \alpha_2^k + Q_{26}^k \alpha_6^k) \Delta T \cdot (t_k, t_k z_k) \quad (3) \\ (N_6^T, M_6^T) &= \sum_{k=1}^n (Q_{61}^k \alpha_1^k + Q_{62}^k \alpha_2^k + Q_{66}^k \alpha_6^k) \Delta T \cdot (t_k, t_k z_k) \end{aligned}$$

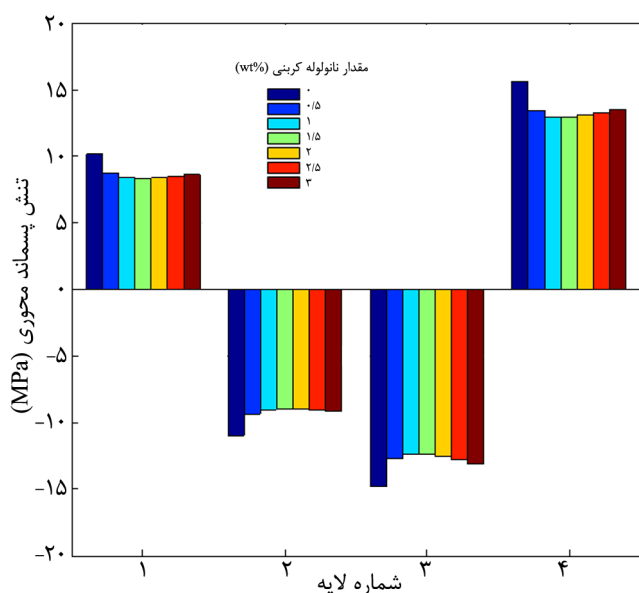


شکل ۸- تنش پسماند برشی - چیدمان [۴۵/۰-۴۵/۳].

تنش‌های پسماند محوری و برشی می‌شود. بنابراین در ادامه اثر افزودن نانولوله کربنی، حداکثر تا مقدار ۱٪ وزنی، بر کاهش تنش‌های پسماند در چیدمان‌های مختلف بیان شده است.

نتایج تنش‌های پسماند برای نانو کامپوزیت نانولوله کربنی - الیاف کربن - اپوکسی

در این بخش برای ارزیابی کامل مسئله، کاهش تنش‌های پسماند در اثر افزودن حداکثر ۱٪ وزنی نانولوله کربنی به ماتریس پلیمری در



شکل ۹- تنش پسماند محوری - چیدمان [۰/±۴۵/۹۰].

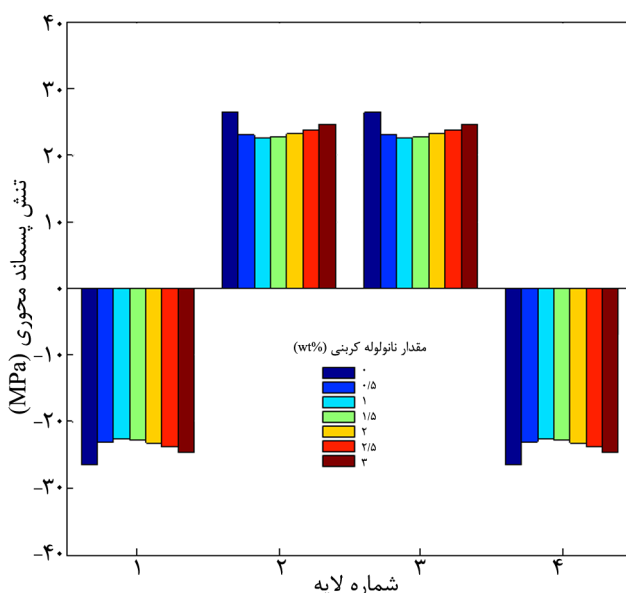
میکرومکانیک ارائه شده در این پژوهش با وجود سادگی از دقت زیادی برای محاسبه تنش‌های پسماند برخوردار است.

نتایج و بحث

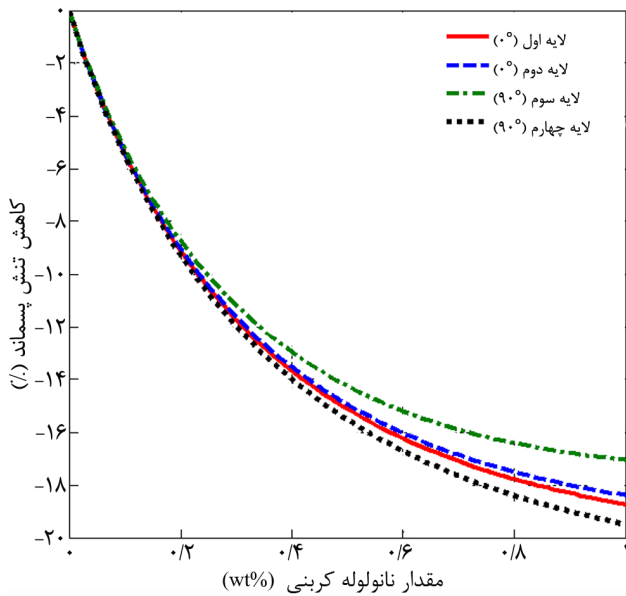
تعیین درصد بهینه نانولوله کربنی در کاهش تنش‌های پسماند

مهم‌ترین عامل ایجاد تنش‌های پسماند، اختلاف در ضریب انبساط گرمایی در جهت‌های متفاوت است. افزایش مدول کشسانی تا حدودی سبب افزایش تنش‌های پسماند می‌شود، ولی کاهش ضریب انبساط گرمایی پارامتر حاکم بر کاهش تنش‌های پسماند است. نتایج مدل‌های میکرومکانیک نشان می‌دهد، افزودن نانولوله کربنی همواره سبب کاهش ضریب انبساط گرمایی نانوکامپوزیت تک‌لایه در جهت طولی نمی‌شود. افزایش یادشده از ۱٪ وزنی نانولوله کربنی به بعد رخ می‌دهد. این موضوع سبب ازدیاد اختلاف در ضریب انبساط گرمایی در جهت‌های طولی و عرضی و افزایش تنش‌های پسماند گرمایی می‌شود. شکل‌های ۷ تا ۱۰ اثر افزودن نانولوله کربنی را بر تنش‌های پسماند محوری (σ_x) و برشی (σ_y) در چیدمان‌های چندلایه متعامد، متقاطع و شبه‌همسانگرد نشان می‌دهد.

همان‌طور که دیده می‌شود، افزودن نانولوله به ماتریس پلیمری همواره سبب کاهش تنش‌های پسماند نمی‌شود. با توجه به نتایج ارائه شده، در چیدمان متعامد، افزودن نانولوله حداکثر تا مقدار ۱٪ وزنی و در سایر چیدمان‌ها حداکثر تا ۱/۵٪ وزنی سبب کاهش

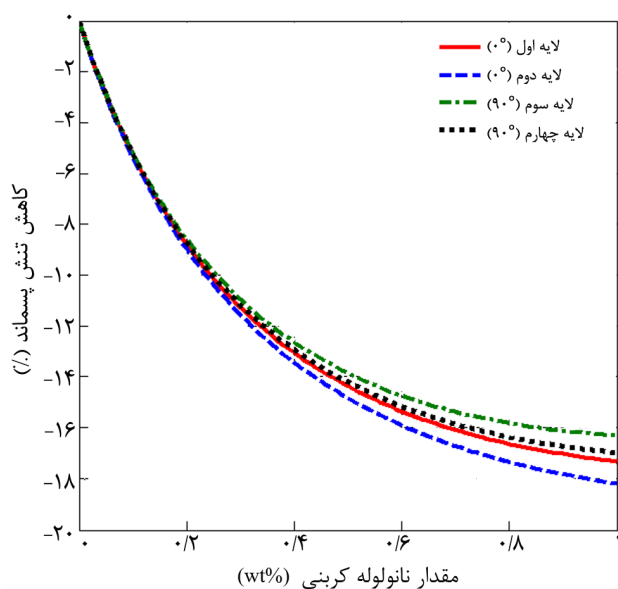


شکل ۷- تنش پسماند محوری - چیدمان [۰/۹۰].

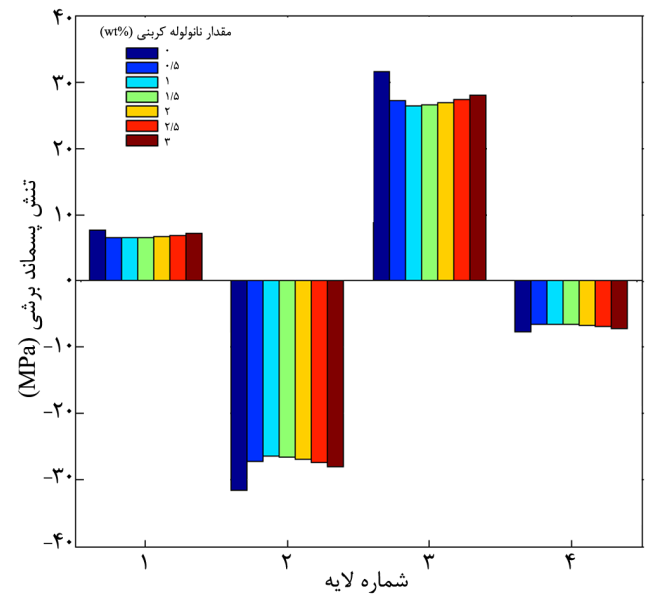


شکل ۱۲- کاهش تنش پسماند محوری- چیدمان [۰/۹۰/۰/۹۰].

شکل ۱۲- کاهش تنش پسماند محوری- چیدمان [۰/۹۰/۰/۹۰]. حداکثر ۱٪ وزنی نانولوله کربنی به ماتریس پلیمری را برای این نانوکامپوزیت نشان می‌دهند. در چیدمان نامتقارن [۰/۹۰/۰/۹۰]، کاهش تنش‌های پسماند در هر لایه از نانوکامپوزیت متفاوت است، بنابراین درصد کاهش در هر لایه به‌طور مجزا نشان داده شده است. با توجه به مقادیر به‌دست آمده از شکل‌های ۱۱ و ۱۲ می‌توان نتیجه گرفت، برای چیدمان نامتقارن، بیشترین کاهش تنش‌های پسماند محوری در لایه چهارم (۱۹/۵٪) است. در حالی که در



شکل ۱۳- کاهش تنش پسماند محوری - چیدمان [۰/±۴۵/۹۰].

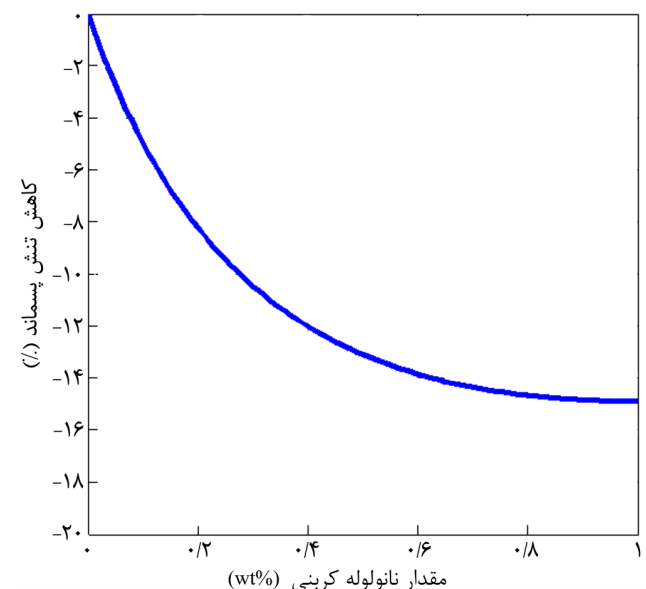


شکل ۱۰- تنش پسماند برشی - چیدمان [۰/±۴۵/۹۰].

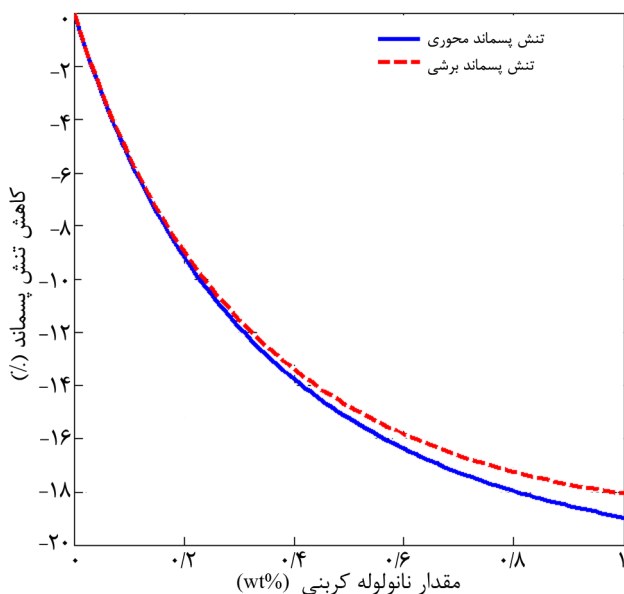
چیدمان‌های چندلایه متعامد، متقاطع و شبه‌همسانگرد بررسی شده است.

چندلایه متعامد (Cross-ply)

ابتدا کاهش تنش‌های پسماند در اثر افزودن نانولوله در چیدمان‌های چندلایه متعامد بررسی شده است. چیدمان‌های مطالعه شده در این بخش، چیدمان نامتقارن [۰/۹۰/۰/۹۰] و چیدمان متقارن [۰/۹۰] است. شکل‌های ۱۱ و ۱۲ کاهش تنش‌های پسماند محوری در اثر افزودن



شکل ۱۱- کاهش تنش پسماند محوری - چیدمان [۰/۹۰].

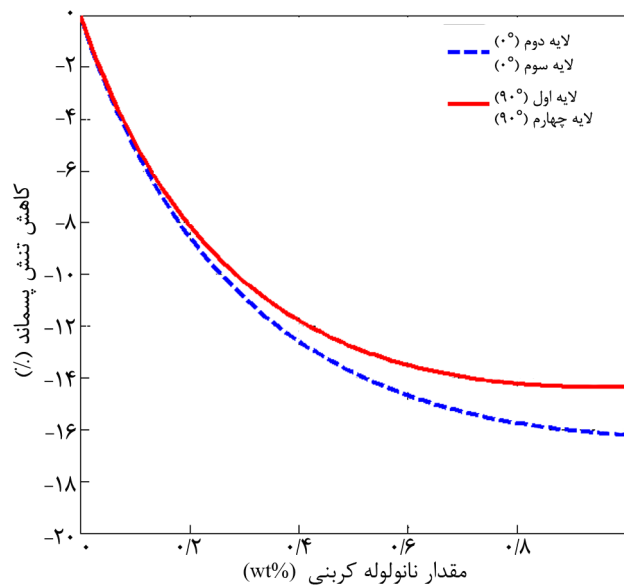


شکل ۱۶- تنش پسماند محوری و برشی-چیدمان [۴۵/-۴۵].

چیدمان‌های مورد توجه پژوهشگران در بررسی تنش‌های بین‌لایه‌ای، لایه‌لایه‌شدن سازه‌ها، ایجاد ترک و شکست سازه به‌شمار می‌آید. چیدمان مطالعه شده، چیدمان نامتقارن [۴۵/۹۰±۰] است. نتایج حاصل از کاهش تنش‌های پسماند در اثر افزودن نانولوله کربنی با درصد‌های وزنی مختلف در شکل‌های ۱۳ و ۱۴ نشان داده شده است. با توجه به یکسان‌بودن مقادیر تنش‌های عمودی و محوری، تنها نتایج مربوط به تنش محوری ارائه شده است. همچنین، به دلیل اینکه کاهش تنش‌های پسماند در هر لایه از نانوکامپوزیت متفاوت است، درصد کاهش برای هر کدام از لایه‌ها جداگانه نشان داده شده است. همان‌طور که شکل‌های ۱۳ و ۱۴ نشان می‌دهند، بیشترین کاهش تنش پسماند محوری در لایه دوم (۱۸/۲٪) و تنش پسماند برشی در لایه‌های دوم و سوم (۱۶/۲٪) اتفاق می‌افتد.

چندلایه متقاطع (Angle-ply)

تنش پسماند در چیدمان چندلایه متقاطع از دیگر مباحث مورد توجه پژوهشگران است. اثر نانولوله کربنی بر تنش‌های پسماند نانوکامپوزیت‌های پلیمری با چیدمان‌های متقاطع بررسی شده است. چیدمان‌های مطالعه شده، چیدمان متقارن [۴۵/-۴۵] و چیدمان نامتقارن [۴۵/-۴۵] بودند. شکل‌های ۱۵ و ۱۶ نتایج به‌دست آمده از کاهش تنش‌های پسماند را نشان می‌دهد. مطابق نتایج ارائه شده در این شکل‌ها، در چیدمان‌های متقاطع بررسی شده، کاهش تنش‌های پسماند در تمام لایه‌ها یکسان است. برای چیدمان نامتقارن، بیشترین کاهش تنش‌های پسماند محوری و برشی به

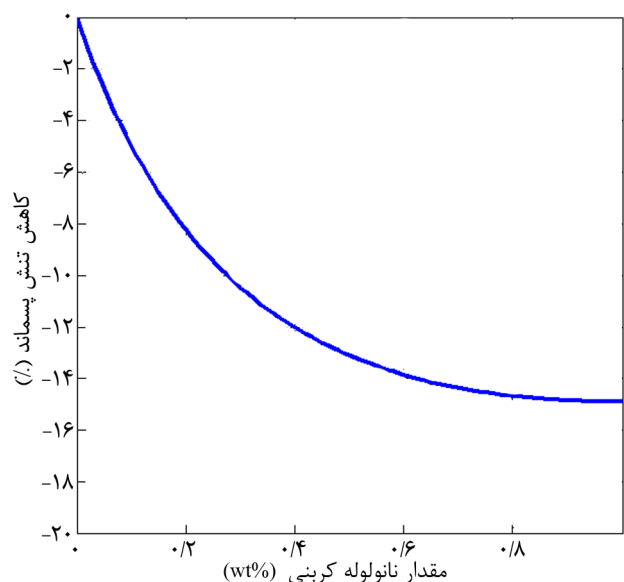


شکل ۱۴- کاهش تنش پسماند برشی-چیدمان [۴۵/۹۰±۰].

چیدمان متقارن، کاهش تنش‌های پسماند در تمام لایه‌ها یکسان است (۱۵/۱٪). کاهش تنش‌های پسماند در چیدمان نامتقارن در مقایسه با چیدمان متقارن بیشتر است.

چندلایه شبه‌همسانگرد (Quasi-isotropic)

به دلیل اینکه در چیدمان متعامد، تنش برشی صفر است، از چیدمان چندلایه شبه‌همسانگرد برای بررسی اثر نانولوله کربنی بر تنش‌های پسماند برشی استفاده شده است. چیدمان شبه‌همسانگرد از



شکل ۱۵- کاهش تنش پسماند برشی-چیدمان [۴۵/-۴۵].

جدول ۸- کاهش تنش‌های پسماند محوری و برشی در چندلایه‌های نانوکامپوزیتی.

کاهش تنش پسماند (%)		تنش پسماند (MPa) ۱ wt.٪		تنش پسماند (MPa) ۰ wt.٪		چیدمان چندلایه	
برشی	محوری	برشی	محوری	برشی	محوری		
-	۱۵/۱	-	۲۲/۵	-	۲۶/۵	[۰/۹۰] _۳	متعامد
-	۱۹/۵	-	۱۰/۳	-	۱۲/۸	[۰ _۲ /۹۰ _۲]	
۱۵/۱	-	۲۲/۵	-	۲۶/۵	-	[۴۵/-۴۵] _۳	متقاطع
۱۸/۱	۱۹/۱	۳۱	۱۶/۵	۳۷/۹	۲۰/۴	[۴۵ _۲ /-۴۵ _۲]	
۱۶/۲	۱۸/۲	۲۶/۴	۹	۳۱/۵	۱۱	[۰/±۴۵/۹۰]	شبه‌همسانگرد

Tsai اصلاح شده برای خواص مکانیکی و مدل Schapery اصلاح شده برای خواص گرمایی مطابقت مناسبی با نتایج تجربی دارند. به طوری که افزودن ۱٪ وزنی نانولوله کربنی به ماتریس پلیمری سبب کاهش ضریب انبساط گرمایی و افزایش مدول ماتریس تقویت شده می‌شود. نتایج تجربی، کاهش ۲۳/۷٪ و افزایش ۹٪ و پیش‌بینی نظری کاهش ۲۳/۲٪ و افزایش ۱۰/۵٪ را نشان می‌دهند.

مطالعه خواص نانوکامپوزیت تک‌لایه و مقایسه نتایج نظری و تجربی نشان می‌دهد، برای خواص مکانیکی، قانون اختلاط در راستای طولی و مدل Hashin-Rosen در راستای عرضی و برای خواص گرمایی مدل Van Fo Fy مطابقت مناسبی با داده‌های تجربی دارند. استفاده از ماتریس تقویت شده با نانولوله کربنی سبب افزایش مدول کشسانی و کاهش ضریب انبساط گرمایی تک‌لایه نانوکامپوزیتی در راستای عرضی می‌شود که نتایج تجربی کاهش ۲۳/۳٪ و افزایش ۹٪ و نتایج نظری کاهش ۲۲/۸٪ و افزایش ۹/۸٪ را نشان می‌دهند.

افزایش مدول تا حدودی سبب افزایش تنش‌های پسماند می‌شود، ولی کاهش ضریب انبساط گرمایی پارامتر حاکم بر کاهش تنش‌های پسماند به‌شمار می‌آید. با نظریه کلاسیک لایه‌ای، تنش‌های پسماند برای نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - الیاف کربن - اپوکسی با درصد‌های مختلف وزنی و در چیدمان‌های چندلایه متعامد، متقاطع و شبه‌همسانگرد محاسبه و نشان داده شد، افزودن نانولوله کربنی حداکثر تا ۱٪ وزنی سبب کاهش تنش‌های پسماند در هر لایه می‌شود که بیشترین درصد کاهش در چیدمان متعامد نامتقارن [۰_۲/۹۰_۲] بود.

نتایج به‌دست آمده تأیید می‌کند، نانولوله کربنی به دلیل نسبت منظر زیاد، چگالی کم و نیروهای برهم‌کنش واندروالسی زیاد، به‌طور یکنواخت در داخل ماتریس پلیمری پراکنده نمی‌شود و حداکثر تا ۱٪ وزنی معادل ۰/۶۷۵٪ حجمی، پتانسیل بسیار خوبی برای کاهش تنش‌های پسماند در نانوکامپوزیت نانولوله کربنی و الیاف

ترتیب ۱۹/۱ و ۱۸/۱٪ است. در حالی که در چیدمان متقارن، بیشترین کاهش تنش پسماند برشی ۱۵/۱٪ است. کاهش تنش‌های پسماند در چیدمان نامتقارن در مقایسه با چیدمان متقارن بیشتر است. کاهش تنش پسماند برشی در چیدمان [۴۵/-۴۵] با کاهش تنش پسماند محوری در چیدمان [۰/۹۰] یکسان است.

جدول ۸ نتایج مربوط به کاهش تنش‌های پسماند در اثر افزودن حداکثر ۱٪ وزنی نانولوله کربنی به ماتریس کامپوزیت کربن - اپوکسی را در لایه دارای بیشترین کاهش نشان می‌دهد. با توجه به نتایج به‌دست آمده، مشخص است که بیشترین کاهش تنش‌های پسماند محوری و برشی به ترتیب در چیدمان‌های نامتقارن [۰_۲/۹۰_۲] و [۴۵_۲/-۴۵_۲] با ۱۹/۵ و ۱۸/۱٪ کاهش اتفاق می‌افتد.

کاهش ضریب انبساط گرمایی پارامتر حاکم بر کاهش تنش‌های پسماند به‌شمار می‌آید، در نتیجه استفاده از نانولوله‌های کربنی با ضریب انبساط گرمایی منفی به‌عنوان متعادل‌کننده انبساط گرمایی ماتریس پلیمری، می‌تواند عدم انطباق در ضریب انبساط گرمایی بین فازهای ماتریس و الیاف را کاهش داده و با کاهش تنش‌های پسماند گرمایی سبب آسانی در ساخت نانوکامپوزیت‌های پلیمری شود. بدین منظور، نانولوله کربنی به دلیل مدول بیشتر و ضریب انبساط گرمایی کمتر در مقایسه با پلیمرهای معمولی، گزینه مطلوبی است.

نتیجه‌گیری

در این پژوهش، ابتدا مدل‌های میکرومکانیک پرکاربرد در محاسبه خواص مکانیکی و گرمایی نانوکامپوزیت نانولوله کربنی - اپوکسی معرفی و سپس اثر نانولوله کربنی بر خواص مکانیکی و گرمایی ماتریس پلیمری مطالعه شد. با مقایسه نتایج نظری و نتایج تجربی مشخص شد، مدل Halpin-

ضخامت لایه k ام	t_k	کربن - اپوکسی دارند. هر چند پژوهش‌هایی مبتنی بر آزمون‌های
تعداد لایه‌ها	N	تجربی برای محاسبه خواص مکانیکی و گرمایی و تنش‌های پسماند
اختلاف دمای پخت و دمای محیط	ΔT	در نانوکامپوزیت‌ها انجام شده است، ولی انجام آزمون‌های تجربی و دستیابی
کسر حجمی نانولوله	V	به خواص نانوکامپوزیت‌ها، تجهیزات آزمایشگاهی پیشرفته‌ای را طلب
کسر وزنی نانولوله	W	می‌کند و هزینه‌های زیادی را نیز در پی دارد. با توجه به این موضوع
نسبت منظر نانولوله	ξ	می‌توان به مفید بودن روش‌های نظری برای محاسبه خواص مکانیکی و
مدول کشسانی	E	گرمایی و در نتیجه آن تنش‌های پسماند در نانوکامپوزیت‌های پلیمری
مدول برشی	G	پی‌برد.
مدول حجمی	K	
ضریب پواسون	ν	اختصارات
ضریب انبساط گرمایی	α	Q_{ij} مؤلفه‌های ماتریس سفتی در مختصات غیراصولی
ضریب تراکم	F	S_{ij} مؤلفه‌های ماتریس نرمی
ضریب جهت‌گیری نانولوله	η_0	A_{ij}, B_{ij}, D_{ij} مؤلفه‌های ماتریس سفتی چندلایه
چگالی	ρ	N_i^T, M_i^T مؤلفه‌های بارهای گرمایی
نماد ماتریس و الیاف	$m-f$	$\dot{\epsilon}_i, \dot{k}_i$ مؤلفه‌های کرنش و انحنای لایه میانی
نماد خواص در جهت طولی و عرضی	$L-T$	σ_r^k, ϵ_r^k مؤلفه‌های تنش و کرنش پسماند
		α_{ij} مؤلفه‌های ماتریس بریدینگ
		Z_k فاصله متوسط لایه k ام تا تار خستی

مراجع

- Shokrieh M.M. and Ghasemi A.R., Simulation of Central Hole Drilling Process for Measurement of Residual Stresses in Isotropic, Orthotropic, and Laminated Composite Plates, *J. Compos. Mater.* **41**, 435-452, 2007.
- Shokrieh M.M. and Safarabadi M., Influence of Physical, Thermal and Mechanical Parameters on Micro Residual Stresses in Polymeric Composites, *Iran. J. Polym. Sci. Technol. (In Persian)*, **24**, 355-368, 2012.
- Nouri M.R., Effect of Single-walled Carbon Nanotubes on Non-isothermal Crystallization Kinetics of Polypropylene: Comparison of Ozawa and Cazé-Chuah Methods, *Iran. J. Polym. Sci. Technol. (In Persian)*, **22**, 53-61, 2009.
- Kim J.Y., Park H.S., and Kim S.H., Multiwall-carbon-nanotube reinforced Poly(ethylene terephthalate) Nanocomposites by Melt Compounding, *J. Appl. Polym. Sci.*, **103**, 1450-1457, 2007.
- Montazeri A., Javadpour J., Khavandi A., Tcharkhtchi A., and Mohajeri A., Mechanical Properties of Multi-Walled Carbon Nanotube/Epoxy Composites, *Mater. Design*, **31**, 4202-4208, 2010.
- Montazeri A. and Montazeri N., Viscoelastic and Mechanical Properties of Multi-Walled Carbon Nanotube/Epoxy Composites with Different Nanotube Content, *Mater. Design*, **32**, 2301-2307, 2011.
- Kumar Srivastava V., Modeling and Mechanical Performance of Carbon Nanotube/Epoxy Resin Composites, *Mater. Design*, **39**, 432-436, 2012.
- Shirkavand Hadavand B., Mahdavi Javid K., and Gharagozlou M., Mechanical Properties of Multi-Walled Carbon Nanotube/Epoxy Polysulfide Nanocomposite, *Mater. Design*, **50**, 62-67,

- 2013.
9. 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, *Carbon*, **59**, 255-263, 2013.
 10. Shokrieh M.M., Daneshvar A., and Akbari S., Reduction of Thermal Residual Stresses of Laminated Polymer Composites by Addition of Carbon Nanotubes, *Mater. Design*, **53**, 209-216, 2014.
 11. Hussain F., Hojjati M., Okamoto M., and Gorga R.E., Polymermatrix Nanocomposites, Processing, Manufacturing, and Application: An Overview, *J. Compos. Mater.*, **40**, 1511-1575, 2006.
 12. Hooshiar Sadegian M., Zebarjad S.M., and Sajjadi S.A., the Role of Multi-Wall Carbon Nanotubes on Fracture Mechanism of Epoxy Nanocomposite, *Iran. J. Polym. Sci. Technol. (In Persian)*, **21**, 417-430, 2008.
 13. Zhang J, and Jiang D., Interconnected Multi-Walled Carbon Nanotubes Reinforced Polymer Matrix Composites, *Compos. Sci. Technol.*, **71**, 466-470, 2011.
 14. Li Y., Mai Y.W., and Ye L., Sisal Fibre and Its Composites: A Review of Recent Developments, *Compos. Sci. Technol.*, **60**, 2037-2055, 2000.
 15. Kalaprasad G., Joseph K., Thomas S., and Pavithran C., Theoretical Modelling of Tensile Properties of Short Sisal Fibre-Reinforced Low-Density Polyethylene Composites, *J. Mater. Sci.*, **32**, 4261-4267, 1997.
 16. Vilaseca F., Valadez-Gonzalez A., Herrera-Franco P.J., Pelach M.A., Lopez J.P., and Mutje P., Biocomposites from Abaca Strands and Polypropylene. Part I: Evaluation of the Tensile Properties, *Bioresource Technol.*, **101**, 387-395, 2010.
 17. Lopez J.P., Mendez J.A., Espinach F.X., Julian F., Mutje P., and Vilaseca F., Tensile Strength Characteristics of Polypropylene Composites Reinforced with Stone Ground Wood Fibers from Softwood, *Bioresources Technol.*, **7**, 3188-3200, 2012.
 18. Rana S., Alagirusamy R., and Joshi M., Development of Carbon Nanofibre Incorporated Three Phase Carbon/Epoxy Composites with Enhanced Mechanical, Electrical and Thermal Properties, *Compos. Part A*, **42**, 439-445, 2011.
 19. Cox H.L., The Elasticity and Strength of Paper and Other Fibrous Materials, *Br. J. Appl. Phys.*, **3**, 72-79, 1952.
 20. Hirsch T., Modulus of Elasticity of Concrete Affected by Elastic Moduli of Cement Paste Matrix and Aggregate, *J. Am. Concrete Institute*, **59**, 427-51, 1962.
 21. Srivastava V.K. and Singh S., A Micro-Mechanical Model for Elastic Modulus of Multi-Walled Carbon Nanotube/Epoxy Resin Composites, *Int. J. Compos. Mater.*, **2**, 1-6, 2012.
 22. Alamusi Hu N., Qiu J., Li Y., Chang C., Atobe S., Fukunaga H., Liu Y., Ning H., Wu L., Li J., Yuan W., Watanabe T., Yan C., and Zhang Y., Multi-scale Numerical Simulations of thermal Expansion Properties of CNT-Reinforced Nanocomposites, *Nanoscale Res. Lett.*, **8**, 15, 2013.
 23. Kordani N., Fereidoon A., Sadoddin M., and Ghorbanzadeh Ahangari S., Investigation of Mechanical and Thermal Behavior of Reinforced Polypropylene with Single-Walled Carbon Nanotube, *Aerospace Mech. J.*, **6**, 1-10, 2011.
 24. Ismail H., Ramly F., and Othman N., Multi-Wall Carbon Nanotube- Filled Natural Rubber: The Effects of Filler Loading and Mixing Method, *Polym. Plast. Technol. Eng.*, **49**, 260-266, 2010.
 25. Kaw A.K., *Mechanics of Composite Materials*, 2nd ed., CRC, USA, 2006.
 26. Halpin J.C. and Kardos J.L., The Halpin-Tsai Equations: A Review, *Polym. Eng. Sci.*, **16**, 344-352, 1976.
 27. Chamis C.C., Mechanics of Composite Materials: Past, Present, and Future, *J. Compos. Technol.*, **11**, 3-14, 1989.
 28. Hashin Z. and Rosen B.W., The Elastic Moduli of Fiber Reinforced Materials, *J. Appl. Mech.*, **31**, 223-232, 1964.
 29. Christensen R.M., A Critical Evaluation for a Class of Micromechanics Models., *J. Mechanics. Phys. Solid*, **38**, 379-404, 1990.
 30. Huang Z.M., Simulation of the Mechanical Properties of Fibrous Composites by the Bridging Micromechanics Model, *Compos. Part A*, **32**, 143-172, 2001.
 31. Huang Z.M., Micromechanical Prediction of Ultimate Strength of Transversely Isotropic Fibrous Composites, *Int. J. Solid. Struct.*, **38**, 4147-4172, 2001.
 32. Karadeniz Z.H. and Kumlutas D., A Numerical Study on the Coefficients of Thermal Expansion of Fiber Reinforced Composite Materials, *Compos. Struct.*, **78**, 1-10, 2007.
 33. Van Fo Fy G.A., Thermal Strains and Stresses in Glass Fiber Reinforced Media, *Prikl. Mekh. Teor. Fiz. (In Russian)*, **101**, 1965.
 34. Schapery R.A., Thermal Expansion Coefficients of Composite Materials based on Energy Principles, *J. Compos. Mater.*, **2**, 380-404, 1968.

35. Sideridis E., Thermal Expansion Coefficient of Fiber Composites Defined by the Concept of the Interphase, *Compos. Sci. Technol.*, **51**, 301-317, 1994.
36. Adams D.F. and Crane D.A., Combined Loading Micro Mechanical Analysis of a Unidirectional Composite, *Composites*, **15**, 181-192, 1984.
37. Rogers K.F., Phillips L.N., Kingston-Lee D.M., and Yates B., The Thermal Expansion of Carbon Fibre-Reinforced Plastics. Part 1: The Influence of Fiber Type and Orientation, *J. Mater. Sci.*, **12**, 718-734, 1977.
38. Nishino T., Kotera M., and Sugiura Y., Residual Stress of Particulate Polymer Composites with Reduced Thermal Expansion. *J. Phys. Conf. Ser.*, **184**, 12-26, 2009.
39. MATLAB Release 14, The Math Works, Natick, MA, 2004.