



دانشگاه صنعتی امیرکبیر
(پلی تکنیک تهران)

دوره ۴۸، شماره ۴، زمستان ۱۳۹۵، صفحه ۳۶۳ تا ۳۷۰
Vol. 48, No. 4, Winter 2017, pp. 363-370



نشریه علمی پژوهشی امیرکبیر - مهندسی مکانیک
AmirKabir Journal of Science & Research
Mechanical Engineering
ASJR-ME

مطالعه اثر انباشتگی و پراکندگی تقویت کننده روی خواص ویسکوالاستیک نانوکامپوزیت های پلیمری تقویت شده با نانولوله کربنی

رحمت الله قاجار^۱، محمود مهرداد شکریه^۲، علی رضا شجری^{۳*}

۱- استاد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران

۲- استاد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۳- دانشجوی دکترا، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران

(دریافت: ۱۳۹۴/۴/۱۳ پذیرش: ۱۳۹۴/۷/۶)

چکیده

در این تحقیق، اثر پدیده انباشتگی و پراکندگی تقویت کننده روی خواص ویسکوالاستیک نانوکامپوزیت های پلیمری تقویت شده با نانولوله کربنی بصورت پارامتریک مورد مطالعه قرار می گیرد. بدین منظور خواص کامپوزیت با روش میکرومکانیکی موری-تاناکا با فرض آرایش نانولوله به صورت کاملاً تصادفی تعیین می شود. سپس با فرض تجمع نانولوله ها داخل نواحی کروی شکل، دو پارامتر برای مدل سازی انباشتگی و پراکندگی نانولوله تعریف و در روابط میکرومکانیک اعمال می شود و خواص داخل و خارج نواحی کروی و خواص کلی نانوکامپوزیت به دست می آیند. خواص پلیمر زمینه به صورت ویسکوالاستیک فرض شده که برای شبیه سازی آن از مدل جامد خطی استاندارد که دارای ۳ پارامتر ساختاری است استفاده می شود. با توجه به وابسته به زمان بودن معادلات ساختاری ماده زمینه، استفاده مستقیم از روش های میکرومکانیک میسر نیست. بنابراین با استفاده از تبدیل لاپلاس، شکل جبری این معادلات در روابط روش موری-تاناکا وارد می شوند. برای صحت سنجی مدل، نتایج حاصل از مدل سازی با داده های تجربی موجود برای نانوکامپوزیت پلیمری تقویت شده با نانولوله کربنی مقایسه می شوند. بررسی پارامترهای انباشتگی روی خواص نشان می دهد که هرچه نانولوله ها کمتر انباشته باشند، خواص ویسکوالاستیک بهتری حاصل می شود.

کلمات کلیدی:

نانوکامپوزیت پلیمری، نانولوله کربنی، ویسکوالاستیک، انباشتگی و پراکندگی

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

Please cite this article using:

Ghajar, R., Shokrieh, M. M., and Shajari, A. R., 2017. "Investigation of Agglomeration and Dispersion of Reinforcement on the Viscoelastic Properties of CNT Reinforced Polymeric Composites". *Amirkabir Journal of Mechanical Engineering*, 48(4), pp. 363-370.

نویسنده مسئول و عهده دار مکاتبات: Email: ali.r.shajari@gmail.com



۱- مقدمه

نانولوله های کربنی به دلیل داشتن خواص منحصر به فرد مکانیکی، الکتریکی، حرارتی و غیره کاربردهای متعددی دارند که از آن جمله می توان به استفاده از آن ها به عنوان تقویت کننده در ماده کامپوزیت اشاره نمود. از سوی دیگر نانوکامپوزیت های زمینه پلیمری متداول ترین نانوکامپوزیت ها می باشند که برخی از پلیمرهای مورد استفاده در آن ها، دارای خاصیت ویسکوالاستیک هستند و بر این اساس خواص ساختاری آنها با زمان متغیر است. به دلیل وجود انواع مختلف نانوکامپوزیت ها و همچنین محدودیت های تحقیقات تجربی در این زمینه، ارائه مدل هایی که خواص این مواد را پیش بینی نماید از اهمیت بالایی برخوردار است. مدل سازی خواص نانوکامپوزیت ها به روش های گوناگونی از جمله دینامیک مولکولی، روش های محیط پیوسته محاسباتی و تحلیلی انجام می گیرد [۱-۳]. محدودیت های موجود در روش های مولکولی از نظر ابعاد و زمان، توجه محققین را به استفاده از روش های محیط پیوسته جلب کرده است. یکی از پرکاربردترین روش های محیط پیوسته تحلیلی، روش های میکرومکانیک می باشند.

استفاده از روش های میکرومکانیکی در پیش بینی خواص ویسکوالاستیک، اولین بار برای کامپوزیت های تقویت شده با ذرات ماکروسکوپی صورت گرفت [۴-۶]. در این تحقیقات، رابطه دیفرانسیلی تنش- کرنش به دو جزء هیدرواستاتیک و انحرافی تقسیم و با استفاده از تبدیل لاپلاس، معادلات تنش-کرنش به صورت جبری بیان می شوند. سپس مدول حجمی و برشی در فضای لاپلاس استخراج شده و در روابط میکرومکانیکی قرار می گیرند. استفاده از تبدیل لاپلاس سبب می شود که معادلات ساختاری که برای مواد ویسکوالاستیک به شکل دیفرانسیلی یا انتگرالی هستند به شکل جبری تبدیل شوند.

مشابه با تبدیل لاپلاس، برای جبری کردن معادلات ساختاری، از تبدیل فوریه نیز استفاده می شود [۷-۹]. استفاده از تبدیل فوریه، معادلات ساختاری را بر حسب فرکانس بیان می نماید که استفاده از آن برای مقایسه نتایج مدل سازی با نتایج آزمایش های دینامیکی مناسب است.

در برخی دیگر از تحقیقات، به منظور پیش بینی خواص ویسکوالاستیک کامپوزیت ها از روش های نموی زمانی استفاده شده است [۱۰، ۱۱]. بر اساس این روش ها، معادلات ویسکوالاستیسیته در حوزه زمانی بیان می شود. سپس برای یک المان حجمی نماینده، تحلیل در گام های زمانی مختلف به صورت نموی انجام می شود. به منظور ارزیابی خواص کلی ویسکوالاستیک ماده، خواص ویسکوالاستیک به دست آمده در گام های زمانی مختلف روی هم انباشته می شوند. اندازه گام زمانی اختیار شده در این روش ها تاثیر فراوانی روی نتایج دارد.

استفاده از تبدیل لاپلاس برای نانوکامپوزیت های تقویت شده با نانولوله کربنی توسط لی و همکاران [۱۲] و پان و همکاران [۱۳] صورت گرفته است. در این تحقیقات از توابع زمانی مدول واهلش^۱ و نرمی

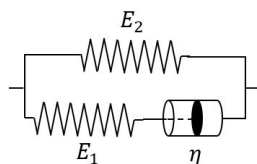
خزشی تبدیل لاپلاس گرفته می شود و روش موری تاناکا در این فضا مورد استفاده قرار می گیرد. در پایان از تانسور سفتی به دست آمده تبدیل لاپلاس معکوس گرفته می شود و خواص بر حسب زمان به دست می آیند.

اثر پدیده انباشتگی و پراکندگی نانولوله ها روی خواص مکانیکی، نخستین بار توسط شی و همکاران [۱۴] برای خواص الاستیک خطی و با استفاده از روش موری-تاناکا انجام گرفت. آن ها با ارائه یک فرمول بندی ساده، بررسی پارامتریک روی خواص الاستیک انجام دادند. با این وجود، مطالعه ای پارامتریک اثر انباشتگی نانولوله های کربنی روی خواص ویسکوالاستیک نانوکامپوزیت های تقویت شده با نانولوله کربنی تاکنون صورت نگرفته است.

در این تحقیق با استفاده از روش میکرومکانیک تحلیلی موری-تاناکا، ۲ عامل برای مدل سازی انباشتگی و پراکندگی معرفی و روابط مربوط به خواص الاستیک استخراج می گردد. خواص ویسکوالاستیک پلیمر توسط مدل ۳ پارامتری جامد خطی استاندارد بیان می شوند. با استفاده از تبدیل لاپلاس، شکل جبری معادلات ساختاری به دست می آیند و در روابط میکرومکانیک موری-تاناکا مورد استفاده قرار می گیرند. از این روابط خواص ویسکوالاستیک نانوکامپوزیت مدل می شود. در پایان به کمک مدل ارائه شده، مطالعه ای پارامتریک روی انباشتگی و پراکندگی نانولوله های کربنی درون پلیمر انجام و نتایج مدل با نتایج تجربی موجود مقایسه می شوند. بررسی پارامترهای انباشتگی نشان می دهد که هرچه نانولوله ها کمتر انباشته باشند، خواص ویسکوالاستیک بهتری استخراج می گردد.

۲- خواص ویسکوالاستیک پلیمر

در حالت ویسکوالاستیسیته خطی، از ترکیب اجزای فنر و دمپر برای مدل سازی خواص، استفاده می گردد. تعداد اجزای مورد استفاده و نحوه اتصال آن ها در چگونگی مدل سازی خواص نقش مهمی ایفا می کنند. یکی از مدل های شناخته شده، مدل ۳ پارامتری جامد خطی استاندارد (SLS) می باشد [۱۵]. این مدل از ترکیب دو فنر با سفتی های E_1 و E_2 و یک دمپر با ضریب ویسکوزیته η بصورت شکل ۱ به دست می آید.



شکل ۱: مدل SLS

معادله ساختاری ماده ویسکوالاستیک بر اساس مدل SLS عبارتست

از:

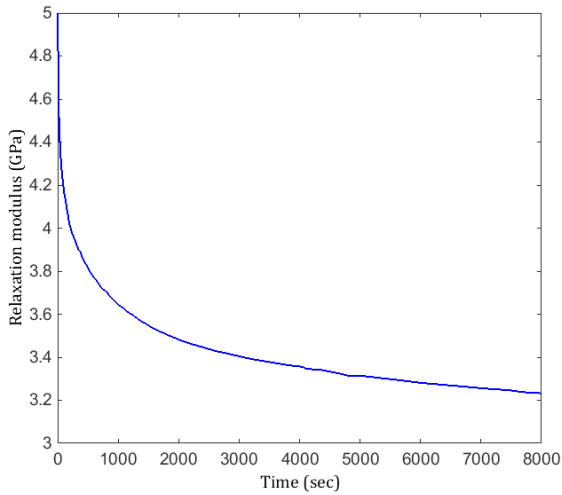
$$\sigma + p_1 \dot{\sigma} = q_0 \varepsilon + q_1 \dot{\varepsilon} \quad (1)$$

2 Standard Linear Solid (SLS)

1 Relaxation modulus

که در آن

بر اساس این مقادیر بیشینه خطای انحراف مدل از منحنی شکل ۲، برابر ۱/۳ درصد می‌باشد.



شکل ۲: مدول واهلش PP [۱۶]

۳- روش موری-تاناکا برای خواص ویسکوالاستیک

در این تحقیق فرض می‌شود که ماده زمینه نانوکامپوزیت دارای خاصیت ویسکوالاستیک باشد و تقویت‌کننده (نانولوله کربنی) صرفاً خاصیت الاستیک داشته باشد. از این رو برای استفاده از روش موری-تاناکا محدودیت‌هایی وجود دارد. زیرا این روش، خواص ماده را بر حسب مقادیر جبری خواص مواد تشکیل‌دهنده بیان می‌کند و از سوی دیگر آن‌ها را ثابت فرض می‌نماید.

با توجه به اینکه خواص ماده زمینه وابسته به زمان است (معادله‌های (۱) و (۷) را ببینید)، به کمک معادلات (۵) و (۶) از شکل تبدیل لاپلاس یافته معادلات ساختاری استفاده می‌شود. از این رو، با فرض ماده زمینه همسانگرد، تانسور سفتی زمینه به صورت زیر تعریف می‌شود:

$$\bar{\mathbf{K}}_m(s) = \frac{s\bar{E}_m(s)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \mathbf{K}_m \quad (9)$$

که در آن:

$$\mathbf{K}_m = \begin{bmatrix} 1-\nu & \nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & 1-\nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & \nu & 1-\nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & \nu & \nu & 1-2\nu & 0 & 0 \\ \nu & \nu & \nu & \nu & 1-2\nu & 0 \\ sym & \nu & \nu & \nu & \nu & 1-2\nu \end{bmatrix} \quad (10)$$

در این معادلات ν ضریب پواسون ماده زمینه است. نانولوله کربنی به عنوان تقویت‌کننده دارای خاصیت الاستیک همسانگرد با ضریب الاستیک E_r و ضریب پواسون ν_r فرض می‌شود که تانسور سفتی آن به صورت زیر است:

$$p_1 = \frac{\eta}{E_1}, \quad q_0 = E_2, \quad q_1 = \frac{E_1 + E_2}{E_1} \eta \quad (2)$$

همانطور که از معادله (۱) مشاهده می‌شود، روابط ساختاری ماده ویسکوالاستیک شامل جملات دیفرانسیل زمانی است. به منظور استخراج شکل جبری معادلات، از تبدیل لاپلاس استفاده می‌شود. بر این اساس رابطه تنش کرنش در فضای لاپلاس عبارتست از:

$$\bar{\sigma}(s) = \frac{q_0 + q_1 s}{1 + p_1 s} \bar{\varepsilon}(s) \quad (3)$$

در این معادله $\bar{\sigma}(s)$ و $\bar{\varepsilon}(s)$ به ترتیب، کرنش و تنش در فضای لاپلاس می‌باشند. از سوی دیگر، شکل انتگرالی معادله ساختاری مواد ویسکوالاستیک، موسوم به انتگرال تاریخچه^۳، به صورت زیر می‌باشد:

$$\sigma(t) = \int_0^t E(t-\tau) \dot{\varepsilon}(\tau) d\tau \quad (4)$$

که در آن $E(t)$ تابع زمانی مدول واهلش است. با گرفتن تبدیل لاپلاس از طرفین عبارت (۴)، معادله زیر به دست می‌آید:

$$\bar{\sigma}(s) = s\bar{E}(s)\bar{\varepsilon}(s) \equiv \bar{E}_m(s)\bar{\varepsilon}(s) \quad (5)$$

در نهایت با ترکیب معادلات (۳) و (۵)، مدول واهلش در فضای لاپلاس برای مدل SLS بصورت زیر به دست می‌آید:

$$\bar{E}(s) = \frac{q_0 + q_1 s}{s(1 + p_1 s)} \quad (6)$$

با گرفتن تبدیل لاپلاس معکوس از معادله (۶)، مدول واهلش برحسب زمان برای مدل SLS استخراج می‌شود:

$$E(t) = q_0 + \frac{q_1 + p_1 q_0}{p_1} \exp\left(-\frac{t}{p_1}\right) \quad (7)$$

در این تحقیق ماده زمینه، پلیمر پلی‌پروپیلن^۴ انتخاب شده است که مدول واهلش آن مطابق شکل ۲ است [۱۶].

با توجه به شکل ۲، سه پارامتر مدل SLS باید به‌گونه‌ای انتخاب شوند که عبارت ذکر شده در معادله (۷) برای مدول واهلش، کمترین انحراف را از منحنی شکل ۲ داشته باشد. بر این اساس، برازش تابع معادله (۷) روی منحنی شکل ۲ انجام شده و مقادیر زیر برای پارامترهای مدل، استخراج می‌گردند.

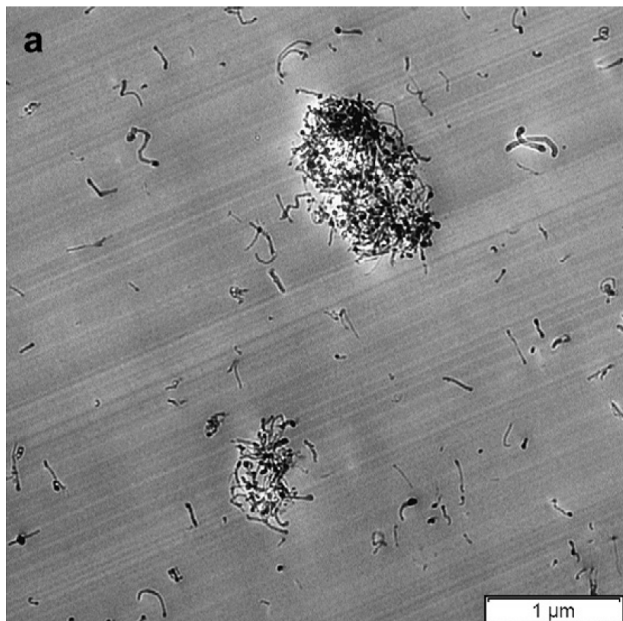
$$\begin{aligned} p_1 &= 273.60 \text{ sec} \\ q_0 &= 3.0300 \text{ GPa} \\ q_1 &= -756.50 \text{ GPa} \cdot \text{sec} \end{aligned} \quad (8)$$

3 Heredity

4 Polypropylene

موجود در ناحیه کروی و V_{CNT} حجم کل نانولوله موجود در کامپوزیت است.

فرض انباشتگی نانولوله ها در نواحی کروی و پخش بودن آنها در سایر نواحی توسط شی و همکاران [۱۴] ارائه شده است و با تصاویر استخراج شده از میکروسکوپ الکترونی عبوری^۸ که توسط پگل و همکاران [۱۸] ارائه شده است همخوانی مطلوبی دارد. نمونه ای از تصویر TEM نانوکامپوزیت پلیمری تقویت شده با نانولوله کربن در شکل ۳ ارائه شده است.



شکل ۳: تصویر TEM نانوکامپوزیت پلیمری [۱۸]

درصد حجمی نانولوله درون ماتریس نیز عبارتست از:

$$c_r = \frac{V_{CNT}}{V} \quad (16)$$

با استفاده از پارامترهای یادشده، مدول واهلش داخل و خارج ناحیه کروی (به ترتیب E_{in} و E_{out}) قابل استخراج می باشند. بدین منظور برای محاسبه E_{in} ، در معادله (۱۴) جملات شامل عبارت c_r با عبارت (ζ/c_r) جایگزین می گردند. بر این اساس مدول واهلش داخل نواحی کروی عبارت زیر می شود:

$$E_{in}(s) = \frac{3}{8\xi} [c_r \zeta E_{CNT} + (\xi - c_r \zeta) \bar{E}_m(s)] + \frac{5}{8} \frac{\xi \bar{E}_m(s) E_{CNT}}{(\xi - c_r \zeta) E_{CNT} + c_r \zeta \bar{E}_m(s)} \quad (17)$$

همچنین برای محاسبه E_{out} ، در معادله (۱۴) جملات شامل عبارت c_r با عبارت $(1-\zeta)/c_r$ جایگزین می شوند:

$$C_r = \frac{E_r}{(1 + \nu_r)(1 - 2\nu_r)} K_r \quad (11)$$

در این معادله K_r مشابه با معادله (۹) می باشد. حال می توان روش موری-تاناکا را به کار برد.

براساس این روش، تانسور سفتی معادل کامپوزیت به صورت زیر به دست می آید [۱۷]:

$$\bar{C}(s) = (c_m \bar{C}_m(s) + c_r C_r : A) : (c_m I + c_r A)^{-1} \quad (12)$$

که در آن A تانسور تمرکز کرنش است که عبارتست از:

$$A = [I + S : (\bar{C}_m(s))^{-1} : (C_r - \bar{C}_m(s))]^{-1} \quad (13)$$

در این معادله S تانسور اشلبی^۵ است که مولفه های غیر صفر آن برای تقویت کننده استوانه ای شکل در پیوست ۷-۱ آمده است.

با در نظر گرفتن آرایش کاملاً تصادفی برای نانولوله های کربنی، مدول الاستیک برای کامپوزیتی که اجزای آن همسانگرد باشند، به صورت زیر به دست می آید [۱۷]:

$$E(s) = \frac{3}{8} [c_r E_{CNT} + (1 - c_r) \bar{E}_m(s)] + \frac{5}{8} \left[\frac{E_{CNT} \bar{E}_m(s)}{(1 - c_r) E_{CNT} + c_r \bar{E}_m(s)} \right] \quad (14)$$

بدین ترتیب مدول الاستیک کامپوزیت در فضای لاپلاس استخراج می شود.

۴- مدل سازی انباشتگی و پراکندگی به روش موری-تاناکا

نانولوله های کربنی در نانوکامپوزیت های تقویت شده با این ساختارها، به دلایلی از جمله کم بودن مقاومت خمشی و نسبت منظر^۶ بالا، درون بعضی نقاط ماتریس انباشته می شوند. به کمک برخی فرایندهای تولید مانند سونیکیشن (تاباندن امواج مافوق صوت به ماده) می توان مقدار انباشتگی را کاهش داد ولی در بیشتر موارد این انباشتگی وجود دارد که عامل مهمی در وجود تمرکز تنش می باشد.

در صورتی که فرض شود نانولوله ها، درون نواحی کروی^۷ انباشته و خارج از این نواحی بصورت کاملاً پخش شده باشند، ۲ عامل برای مدل سازی انباشتگی و پراکندگی به صورت زیر تعریف می شوند [۱۴]:

$$\xi = \frac{V_{Inc}}{V} \quad \zeta = \frac{V_{CNT}^{Inc}}{V_{CNT}} \quad (15)$$

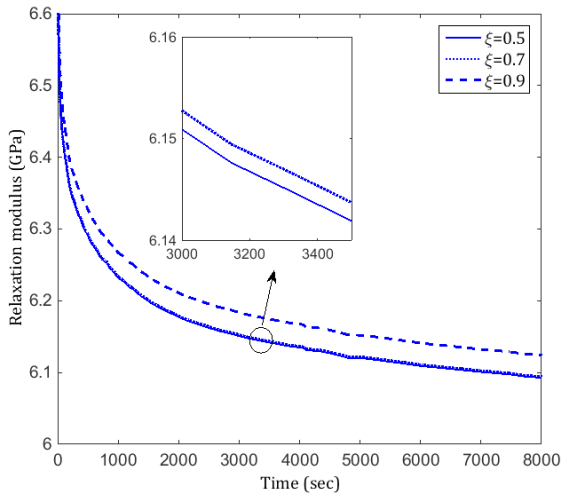
که در آن، V_{Inc} حجم ناحیه کروی، V حجم کل، V_{CNT}^{Inc} حجم نانولوله

5 Eshelby

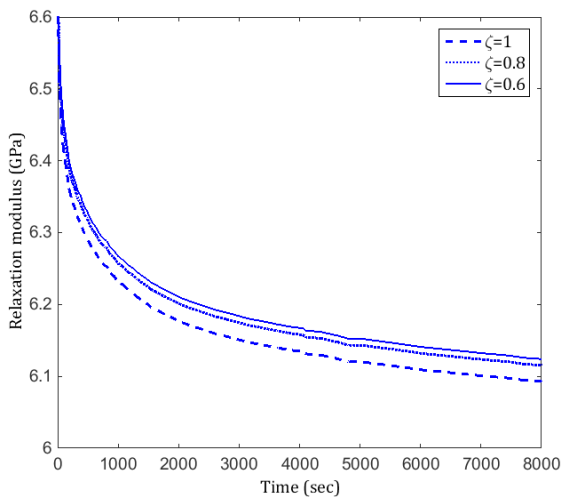
6 Aspect ratio

7 Inclusion (Inc)

انباشتگی و تمرکز آن‌ها درون پلیمر است.



شکل ۴: مدول واهلش نانوکامپوزیت در حالت $\zeta=0.5$



شکل ۵: مدول واهلش نانوکامپوزیت در حالت $\zeta=0.5$

برای بررسی دقیق‌تر اثر عوامل انباشتگی، رویه سه‌بعدی مدول حالت پایدار (مدول واهلش در زمان بینهایت) نسبت به عوامل ζ و ξ در شکل ۶ ارائه شده است. از این شکل مشاهده می‌شود که برای دستیابی به خواص بهتر، در صورتی که نانولوله‌ها بیشتر در نواحی کروی قرار دارند (ζ زیاد) حجم نواحی کروی نسبت به حجم کل باید کم باشد یعنی ξ کم باشد. به طور مشابه در حالتی که نانولوله‌ها کمتر در نواحی کروی می‌باشند (ζ کم)، حجم نواحی کروی نسبت به حجم کل باید افزایش یابد. به طور خلاصه، اثر معکوس پارامترهای ζ و ξ بیان‌گر آن است که هرچه پخش نانولوله‌ها درون حجم ماتریس بهتر باشد، خواص مطلوب‌تری حاصل می‌شود. به منظور صحت‌سنجی نتایج، می‌توان از تحقیق جیا و همکاران [۱۶] که خواص خزشی نانوکامپوزیت PP تقویت‌شده با نانولوله کربنی را به صورت تجربی استخراج نموده‌اند، بهره برد. در این مقاله درصد وزنی

$$E_{out}(s) = \frac{3}{8} \left\{ \frac{c_r(1-\zeta)}{1-\xi} E_{CNT} + \left[1 + \frac{c_r(1-\zeta)}{1-\xi} \right] \bar{E}_m(s) \right\} + \frac{5}{8} \frac{(1-\xi) E_{CNT} \bar{E}_m(s)}{[(1-\xi) - c_r(1-\zeta)] E_{CNT} + c_r(1-\zeta) \bar{E}_m(s)} \quad (18)$$

در نهایت مدول واهلش کلی نانوکامپوزیت در فضای لاپلاس بر حسب مدول داخل و خارج نواحی کروی که از معادلات (۱۷) و (۱۸) استخراج شد، با به‌کاربردن قانون اختلاط، به صورت زیر قابل محاسبه است:

$$\bar{E}(s) = \xi E_{in}(s) + (1-\xi) E_{out}(s) \quad (19)$$

حال پس از محاسبه مدول واهلش در فضای لاپلاس، می‌توان مدول واهلش بر حسب زمان را به دست آورد. بدین منظور، از معادله (۱۹) به صورت زیر تبدیل لاپلاس معکوس گرفته می‌شود:

$$E(t) = \mathcal{L}^{-1} \left\{ \frac{\bar{E}(s)}{s} \right\} \quad (20)$$

جواب به شکل زیر می‌شود:

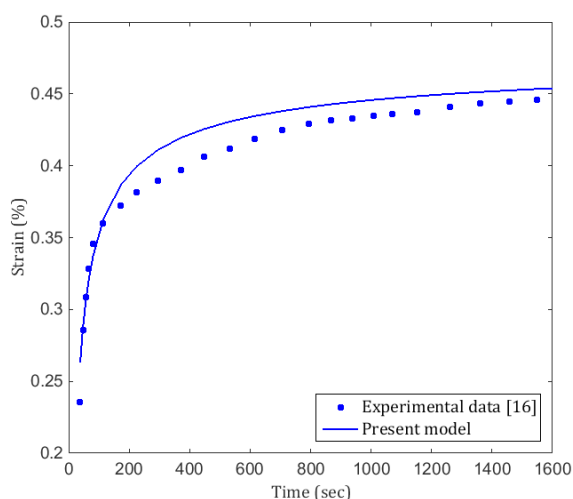
$$E(t) = \bar{A} + \sum_{i=1}^3 \bar{B}_i \exp\left(-\frac{\bar{C}_i}{\bar{D}_i} t\right) \quad (21)$$

ضرایب این معادله بر حسب خواص اجزای تشکیل‌دهنده ماده کامپوزیت و پارامترهای انباشتگی و پراکندگی، در پیوست ۷-۲ آمده است.

۵- نتایج عددی و بحث

در این بخش نخست به بررسی اثر پارامترهای انباشتگی و پراکندگی (ξ و ζ) پرداخته می‌شود. خواص PP به عنوان ماده زمینه در شکل ۲ ارائه شده است. از سوی دیگر مدول الاستیک نانولوله کربنی برابر با ۱۲۰ GPa است [۱۹]. مقدار نانولوله کربنی درون پلیمر مقادیر مختلفی می‌تواند اختیار شود که در این تحقیق ۰/۵ درصد حجمی در نظر گرفته شده است. در بخش نخست، با فرض $\zeta=0.5$ مدول واهلش نانوکامپوزیت به ازای تغییر پارامتر ξ در شکل ۴ ارائه شده است. از این شکل می‌توان دریافت که افزایش پارامتر ξ موجب بهبود بیشتر خواص ویسکوالاستیک نانوکامپوزیت می‌شود؛ بصورتیکه در حالت $\xi=0.9$ (نزدیک به حالت حدی که کل کامپوزیت تبدیل به یک ناحیه کروی شده باشد) تغییرات نسبت به زمان کاهش می‌یابد.

شکل ۵، اثر عامل ζ را نمایش می‌دهد. مقدار ξ در این حالت برابر با ۰/۵ در نظر گرفته شده است. از شکل ۵ مشاهده می‌شود که افزایش ζ موجب کاهش خواص ویسکوالاستیک نانوکامپوزیت می‌شود. در واقع افزایش پارامتر ζ به منزله افزایش نانولوله‌ها درون نواحی کروی نسبت به نانولوله‌های پخش شده خارج از این نواحی می‌باشد که مفهوم آن افزایش



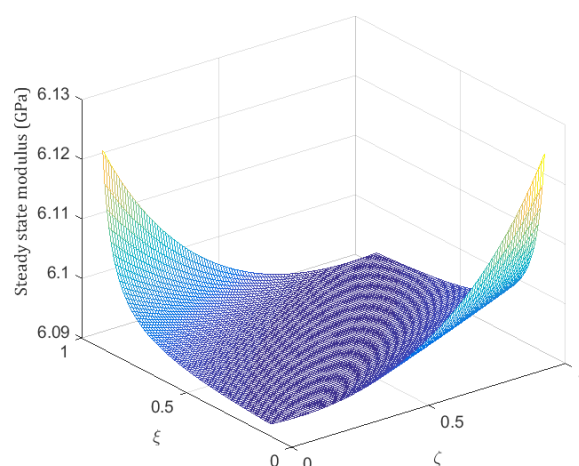
شکل ۷: مقایسه کرنش خزشی مدل با نتایج تجربی موجود

از این شکل تطابق قابل قبولی بین نتایج مدل و نتایج تجربی مشاهده می شود. در این جا ذکر این نکته ضروری است که تطابق نتایج مدل با نتایج تجربی در ساختارهای نانوکامپوزیت نیازمند در نظر گرفتن ملاحظات متعددی است که در این تحقیق یکی از مهمترین این ملاحظات یعنی انباشتگی نانولوله ها بررسی شده است. واضح است که اندازه پارامترهای انباشتگی (ζ و ξ)، نیازمند مطالعات همزمان تجربی و آماری برای انواع نانوکامپوزیت ها در شرایط ساخت متفاوت می باشد که تاکنون انجام نشده است. از این رو، با توجه به نبود تحقیق مذکور، نتایج مدل حاضر با تغییر مکرر پارامترهای ζ و ξ ، با نتایج تحقیق تجربی جیا و همکاران [۱۶] صحه گذاری شده است.

۶- نتیجه گیری

با توجه به اهمیت پدیده انباشتگی و پراکندگی نانولوله ها در نانوکامپوزیت های پلیمری تقویت شده با این ساختارها، در این تحقیق به بررسی کمی این پدیده روی خواص ویسکوالاستیک نانوکامپوزیت ها پرداخته شد. خواص ویسکوالاستیک PP با مدل SLS شبیه سازی شد و روش میکرومکانیک تحلیلی موری-تاناکا با معرفی ۲ پارامتر ζ و ξ برای پیش بینی تاثیر انباشتگی و پراکندگی خواص، مورد استفاده قرار گرفت. برای وارد نمودن اثرات ویسکوالاستیسیته در معادلات میکرومکانیک، روابط ساختاری پلیمر در فضای لاپلاس ارائه و خواص کلی در این فضا استخراج گردید.

با تغییر مقادیر ζ و ξ برای یک نانوکامپوزیت خاص PP تقویت شده با ۰/۵ درصد وزنی نانولوله کربنی، مشاهده می شود که در ζ ثابت با افزایش ξ ، خواص ویسکوالاستیک نانوکامپوزیت بهبود می یابد و برای ξ نزدیک به یک، تاحدودی خواص مستقل از زمان می شود. همچنین در ξ ثابت با افزایش پارامتر ζ ، مدول واهلش کاهش می یابد که ناشی از افزایش تمرکز و تجمع نانولوله ها در نواحی خاص از کامپوزیت است.



شکل ۸: توزیع مدول حالت پایدار نسبت به ξ و ζ

نانولوله ۰/۵ می باشد که معادل با ۲/۳ درصد حجمی است. به دلیل اینکه در مرجع [۱۶] خواص خزشی استخراج شده است و در این تحقیق مدول واهلش مدنظر می باشد، بنابراین مدول واهلش مدل سازی شده باید به تابع نرمی خزشی تبدیل شود. رابطه نرمی خزشی و مدول واهلش در فضای لاپلاس عبارتست از [۱۵]:

$$\bar{J}(s) = \frac{1}{s^2 \bar{E}(s)} \stackrel{\text{def}}{=} \frac{1}{s^2} \bar{\bar{E}}(s) \quad (22)$$

در این معادله $\bar{E}(s)$ و $\bar{J}(s)$ توابع نرمی خزشی و مدول واهلش در فضای لاپلاس هستند و تابع $\bar{\bar{E}}(s)$ به عنوان معکوس جبری مدول واهلش تعریف شده است.

برای سهولت در محاسبه نرمی خزشی، دو مقدار ζ و ξ را برابر با ۰/۵ در نظر گرفته و درصد حجمی نانولوله برابر ۲/۳ درصد، در معادله (۲۱) وارد می شود. با در نظر گرفتن معادلات (۷) و (۱۰) و گرفتن تبدیل لاپلاس معکوس از معادله (۱۳)، نرمی خزشی بدست می آید:

$$J(t) = \int_0^t (t - \tau) \bar{\bar{E}}(\tau) d\tau \quad (23)$$

که در آن $\bar{\bar{E}}(t) = \mathcal{L}^{-1}\{\bar{\bar{E}}(t)\}$ می باشد.

بدین ترتیب، تابع نرمی خزشی برحسب زمان محاسبه می شود. چنانچه تابع نرمی خزشی به دست آمده در مقدار تنش ثابت ضرب شود، تابع کرنش برحسب زمان (افزایش کرنش با زمان یا خزش) به دست می آید که با نتایج مرجع [۱۶] قابل مقایسه است. بر این اساس مقدار تنش ثابت ۵ MPa در نظر گرفته و نتایج کرنش خزشی به دست آمده از مدل این تحقیق با نتایج حاصل از تحقیق جیا و همکاران مقایسه می شود که این مقایسه در شکل ۷ نمایش داده شده است.

۷- پیوست

۷-۱- ضرایب غیرصفر تانسور اشل‌بی

ضرایب غیرصفر تانسور اشل‌بی استفاده شده در معادله (۱۳) برای تقویت‌کننده استوانه‌ای شکل و طولیل بصورت زیر است [۱۷]:

$$\mathbf{S} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{21} & S_{23} & S_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix}$$

در این معادله:

$$S_{22} = \frac{5 - 4\nu_m}{8(1 - \nu_m)}, \quad S_{21} = \frac{\nu_m}{2(1 - \nu_m)}$$

$$S_{23} = \frac{4\nu_m - 1}{8(1 - \nu_m)}, \quad S_{44} = \frac{1}{4}$$

$$S_{66} = \frac{3 - 4\nu_m}{8(1 - \nu_m)}$$

۷-۲- ضرایب معادله (۲۱)

$$\bar{A} = -\frac{1}{8\bar{C}_2\bar{C}_3} [3c_r E_{CNT}^3 \bar{G}_1 + E_{CNT}^2 q_0 \bar{G}_2 + E_{CNT} q_0^2 \bar{G}_3 + 3q_0^3 c_r^2 \zeta (\zeta - 1)(1 - c_r)]$$

$$\bar{G}_1 = c_r^2 \zeta^2 - c_r^2 \zeta - 2c_r \zeta \xi + c_r \xi + c_r \zeta + \xi^2 - \xi$$

$$\bar{G}_2 = -9c_r^3 \zeta^2 + 9c_r^3 \zeta + 12c_r^2 \zeta \xi - 6c_r^2 \xi + 3c_r^2 \zeta^2 - 9c_r^2 \zeta + 2c_r \xi^2 - 16c_r \xi \zeta + 6c_r \xi + 8c_r \zeta + 8\xi^2 - 8\xi$$

$$\bar{G}_3 = 9c_r^3 \zeta^2 - 9c_r^3 \zeta - 6c_r^2 \zeta \xi + 3c_r^2 \xi - 6c_r^2 \zeta^2 + 9c_r^2 \zeta - 5c_r \xi^2 + 16c_r \zeta \xi - 3c_r \xi - 8c_r \zeta$$

$$\bar{C}_1 = 1, \quad \bar{D}_1 = p_1$$

$$\bar{C}_2 = (1 - c_r)E_{CNT} - \xi E_{CNT} + c_r q_0 + c_r \zeta E_{CNT} - c_r \zeta q_0$$

$$\bar{D}_2 = E_{CNT} p_1 + c_r q_1 - E_{CNT} c_r p_1 - E_{CNT} p_1 \xi - c_r q_1 \zeta + E_{CNT} c_r p_1 \zeta$$

$$\bar{C}_3 = E_{CNT} \xi - E_{CNT} c_r \zeta + c_r q_0 \zeta$$

$$D_3 = E_{CNT} p_1 \xi + c_r q_1 \zeta - E_{CNT} c_r p_1 \zeta$$

$$\bar{B}_1 = \frac{3}{8p_1} (1 - c_r)(q_1 - p_1 q_0)$$

$$\bar{B}_2 = \frac{5E_{CNT}^2}{8D_2^2} (q_1 - p_1 q_0)(1 + 3\xi^2 - \xi^3 - c_r - 3\xi + 2c_r \xi + c_r \zeta - c_r \xi^2 + c_r \xi^2 \zeta - 2c_r \xi \zeta)$$

$$\bar{B}_3 = \frac{\bar{F}_4 - \bar{F}_3 - \bar{F}_2 + \bar{F}_1}{8D_3 C_3}$$

$$\bar{F}_1 = 5E_{CNT}^2 c_r p_1 q_0 \xi^2 \zeta, \quad \bar{F}_2 = 5E_{CNT}^2 c_r q_1 \xi^2 \zeta$$

$$\bar{F}_3 = 5E_{CNT}^2 p_1 q_0 \xi^3, \quad \bar{F}_4 = 5E_{CNT}^2 q_1 \xi^3$$

۸- مراجع

- [1] Wernik, J.M.; Cornwell-Mott, B.J.; Meguid, S.A., 2012. "Determination of the interfacial properties of carbon nanotube reinforced polymer composites using atomistic-based continuum model", *International Journal of Solids and Structures*, 49, pp. 1852- 1863.
- [2] Ghorbanpour Arani, A.; Maghamikia, Sh.; Mohammadimehr, M.; Arefmanesh, A., 2013. "Buckling analysis of laminated composite rectangular plates reinforced by SWCNTs using analytical and finite element methods", *Journal of mechanical science and technology*, 25, pp. 809- 820.
- [3] Pan, Y.; Weng G.J.; Meguid, S.A.; Bao, W.S.; Zhu, Z.H.; Hamouda, A.M.S., 2013. "Interface effects on the viscoelastic characteristics of carbon nanotube polymer matrix composites" *Mechanics of Materials*, 58, pp. 1- 11.
- [4] Wang, Y.M.; Weng, G.J., 1992. "The Influence of Inclusion Shape on the Overall Viscoelastic Behavior of Composites", *Journal of Applied Mechanics*, 59, pp. 510- 518.
- [5] Lee, J.; Weng, G.J., 1994. "Strain-Rate Sensitivity, Relaxation Behavior, and Complex Moduli of a Class of Isotropic Viscoelastic Composites", *Journal of Engineering Materials and Technology*, 116, pp. 495- 504.
- [6] Lee, J.; Weng, G.J., 1996. "Effect of a viscoelastic interphase on the creep and stress/strain behavior of fiber-reinforced polymer matrix composites", *Composites Part B*, 27B, pp. 589- 598.
- [7] Odegard G.M.; Gates T., 2006. "Modeling and

- Z.H.; Hamouda, A.M.S., 2013. "Interface effects on the viscoelastic characteristics of carbon nanotube polymer matrix composites", *Mechanics of Materials*, 58, pp. 1- 11.
- [14] Shi, D.L.; Feng, X.Q.; Huang, Y.Y.; Hwang, K.C.; Gao, H., 2004. "The Effect of Nanotube Waviness and Agglomeration on the Elastic Property of Carbon Nanotube-Reinforced Composites", *Journal of Engineering Materials and Technology*, 126, pp. 250-257.
- [15] Lakes, R., 2009. "Viscoelastic Materials", Cambridge University Press, New York.
- [16] Jia, Y.; Peng, K.; Gong, X.; Zhang, Z., 2011. "Creep and recovery of polypropylene/carbon nanotube composites", *International Journal of Plasticity*, 27, pp. 1239- 1251.
- [17] Nemat-Nasser, S., 1993. "Micromechanics: Overall Properties of Heterogeneous Materials", Elsevier, New York.
- [18] Pegel, S.; Potschke, P.; Petzold, G.; Alig, I.; Dudkin, S.M.; Lellinger, D., 2008. "Dispersion, agglomeration, and network formation of multiwalled carbon nanotubes in polycarbonate melts", *Polymer*, 49, pp. 974- 984.
- [19] Yu, M.F.; Lourie, O.; Dyer, M.J.; Moloni, K.; Kelly, T.F.; Ruoff, R.S., 2000. "Strength and Breaking Mechanism of Multi-walled Carbon Nanotubes Under Tensile Load", *Science*, 287, pp. 637- 640.
- Testing of the Viscoelastic Properties of a Graphite Nanoplatelet/Epoxy Composite", *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 17, pp. 239- 246.
- [8] Aldraihem, O.J., 2011. "Micromechanics modeling of viscoelastic properties of hybrid composites with shunted and arbitrarily oriented piezoelectric inclusions", *Mechanics of Materials*, 43, pp. 740- 753.
- [9] Diani, J.; Gilormini, P.; Merckel, Y.; Vion-Loisel, F., 2013. "Micromechanical modeling of the linear viscoelasticity of carbon-black filled styrene butadiene rubbers: The role of the filler-rubber interphase", *Mechanics of Materials*, 59, pp. 65- 72.
- [10] Haj-Ali, R.M.; Muliana, A.H., 2003. "A micromechanical constitutive framework for the nonlinear viscoelastic behavior of pultruded composite materials", *International Journal of Solids and Structures*, 40, pp. 1037- 1057.
- [11] Muliana, A.H.; Haj-Ali, R.M., 2004. "Nested nonlinear viscoelastic and micromechanical models for the analysis of pultruded composite materials and structures", *Mechanics of Materials*, 36, pp. 1087- 1110.
- [12] Li, K.; Gao, X.L.; Roy, A.K., 2006. "Micromechanical Modeling of Viscoelastic Properties of Carbon Nanotube-Reinforced Polymer Composites", *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 13, pp. 317- 328.
- [13] Pan, Y.; Weng, G.J.; Meguid, S.A.; Bao, W.S.; Zhu,