



مدل سازی میکرومکانیکی سه بعدی ظرفیت میرایی نانوکامپوزیت های پلیمری تقویت شده با نانوالیاف

محمد جواد محمودی^{1*}، محمد وکیلی فرد²

1- استادیار، مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی، تهران

2- دانشجوی دکتری، مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی، تهران

*تهران، صندوق پستی 167651719، sbu.ac.ir، mj_mahmoudi

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 19 تیر 1395

پذیرش: 22 مرداد 1395

ارائه در سایت: 29 شهریور 1395

کلید واژگان:

نانوکامپوزیت پلیمری

ظرفیت میرایی

میکرومکانیک

چکیده

در این پژوهش یک روش تحلیلی سه بعدی برای پیش بینی خواص دینامیکی نانوکامپوزیت های پلیمری ارائه می شود. در این روش با اعمال اصل همخوانی الاستیک-ویسکوالاستیک بر تئوری میکرومکانیکی سلول واحد ساده شده و با استفاده از روش انرژی و تعادل نیرو، مدول ذخیره، مدول اتلاف، فاکتور اتلاف و حلقه هیستریزس نانوکامپوزیت های پلیمری استخراج می شود. نانوکامپوزیت در نظر گرفته شده دارای زمینه پلی پروپیلن تقویت شده با نانو الیاف کربن رشد یافته در فاز بخار می باشد. المان حجمی نماینده دارای سه فاز ایزوتروپ شامل الیاف، فاز میانی و زمینه با رفتار ویسکوالاستیک خطی بر اساس مدل زرنر است. همچنین با ارائه روش تبدیل فوریه و مدل شیپری خواص دینامیکی اجزاء نانوکامپوزیت در حوزه فرکانس استخراج می گردد. ابتدا نتایج بدست آمده از مدل حاضر با نتایج تجربی، جهت اعتبارسنجی مقایسه می گردد. سپس اثر پارامترهایی نظیر تعداد زیرسلول ها، کسر حجمی و نسبت منظر الیاف، فاکتور قدرت پیوند بین الیاف و زمینه و فاکتور اتلاف فاز میانی بر خواص دینامیکی نانوکامپوزیت بررسی می شود. نتایج بدست آمده، نشان می دهند که روش ارائه شده از سرعت و دقت قابل قبولی برخوردار است. همچنین افزایش نسبت منظر و کسر حجمی الیاف باعث کوچک تر شدن حلقه هیستریزس نانوکامپوزیت می شود، لذا ظرفیت میرایی آن کاهش می یابد. فاز میانی نیز تأثیر قابل توجهی بر خواص دینامیکی نانوکامپوزیت دارد، لذا مدل سازی آن اهمیت بالایی دارد.

Three dimensional micromechanical modeling of damping capacity of nano fiber reinforced polymer nanocomposites

Mohammad Javad Mahmoody*, Mohammad Vakilifard

Faculty of Mechanical and Energy Engineering, ShahidBeheshti University, Tehran, Iran.

* P.O.B. 167651719 Tehran, Iran, mj_mahmoudi@sbu.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 09 July 2016
Accepted 12 August 2016
Available Online 19 September 2016

Keywords:
Polymer Nanocomposites
Damping capacity
Micromechanics

ABSTRACT

In this research, a three dimensional analytical method is presented for predicting the dynamic properties of polymer nanocomposites. In the present method elastic-viscoelastic correspondence principle is applied on the simplified method of cell, and loss modulus, storage modulus, loss factor and Hysteresis loop are obtained using energy method as well as force balance method. The considered nanocomposite possesses Polypropylene as a matrix reinforced by vapor grown carbon fibers. The representative volume element consists of three isotropic phases including fiber, interphase and matrix with linear viscoelastic behavior based on Zener model. Furthermore, the nanocomposite constituents dynamic properties are extracted in frequency domain by employing Fourier transform method and Schapery model. First, to ensure validation of the model, the results are compared with experimental results. Parametric studies such as the effects of number of subcells, fibers volume fraction (FVF) and aspect ratio, matrix/fiber link strength factor and interphase loss factor on the nanocomposite dynamic properties are investigated. Obtained results reveal that the presented method has acceptable speed and accuracy. Moreover, fiber aspect ratio and FVF increasing leads to decreasing the nanocomposite hysteresis loop area, subsequently its damping capacity reduces. Interphase also contains considerable effects on the nanocomposite dynamic properties, so its modeling is of great importance.

1- مقدمه

ایجاد می کند [1]. انواع سیستم های دینامیکی در سازه های نظامی و عمرانی مستعد حرکت های ارتعاشی می باشند و این ارتعاشات در زمانی که سیستم به شرایط تشدید و ناپایداری آتروالاستیک نزدیک می شود، افزایش می یابند [2]. لذا نیاز به موادی که در عین استحکام بالا، ظرفیت میرایی قابل توجهی نیز

اعمال بارهای دینامیکی و ناگهانی بر سازه ها می تواند منجر به ارتعاشاتی شود که اثرات مخرب بیشماری مانند، نویز بالا، خستگی، فرسایش سطح¹ در سازه

¹ Premature wear

داشته باشند ضروری به نظر می رسد. به طور طبیعی همه مواد دارای ظرفیت میرایی ذاتی هستند [3]. فلزات بر خلاف دارا بودن استحکام بالا، ظرفیت میرایی پایینی دارند لذا برای استفاده از آنها تحت بارگذاری های ارتعاشی، نیاز به استفاده از میراگرهای فعال و یا غیر فعال می باشد [3]. میراگرهای غیر فعال شامل اضافه کردن ماده ی جدید با ظرفیت میرایی بالا است. در حالی که میراگرهای فعال بر اساس استفاده از سنسورها و عملگرهای مکانیکی¹ برای شناسایی و کنترل ارتعاشات می باشد [4].

کامپوزیت ها گزینه ی مناسبی برای میراگرهای غیر فعال می باشند و مورد توجه بسیاری از صنایع قرار گرفته اند [5]. در بین کامپوزیت ها، به علت هزینه های کمتر و خواص میرایی بیشتر، اکثر پژوهش های انجام شده، در مورد کامپوزیت های زمینه پلیمری، صورت گرفته است [5]. ظرفیت میرایی کامپوزیت های زمینه پلیمری می تواند چندین برابر مواد معمولی باشد، و علت اصلی این امر ویسکوالاستیسیته ی زمینه ی پلیمری است [5]. استفاده از نسل جدیدی از مواد کامپوزیتی که فاز تقویت آن در مقیاس نانومتری است، منجر به ایجاد نانوکامپوزیت ها می شود. یکی از انواع تقویت کننده هایی که در نانوکامپوزیت ها استفاده می گردد، الیاف کربن رشد یافته در بخار² (VGCF) می باشند. این نوع الیاف طبقه ی جدایی از نانوالیاف هستند که از دیگر انواع نانوالیاف کربن در روش تولید، خواص فیزیکی و هزینه ساخت پایین، متفاوتند [6]. در نانوکامپوزیت ها، به علت استفاده از تقویت کننده های در ابعاد نانو و افزایش سطح تماس بین فازهای تقویت کننده و زمینه و در نتیجه لغزش همراه با اصطکاک نانوالیاف [7]، ظرفیت میرایی افزایش می یابد. تغییر شکل پلاستیک عامل اصلی پراکندگی انرژی در نانوکامپوزیت هاست [3].

پژوهش های مختلفی جهت پیش بینی میرایی کامپوزیت ها و نانوکامپوزیت ها انجام شده است. در [9,8] لغزش لایه میانی³ در کامپوزیت های تقویت شده با الیاف کوتاه بررسی شده است، و این نتیجه حاصل شد که هرچه اتصال بین الیاف و زمینه ضعیف تر باشد، به علت حرکت نسبی الیاف، میرایی ماده افزایش می یابد. لذا خرابی هایی مانند جدایی بین لایه ای⁴ و یا جدایی الیاف و زمینه⁵، منجر به افزایش ظرفیت میرایی این نوع کامپوزیت ها می شود. در [10] با استفاده از ظرفیت میرایی ویژه همچنین با روش سلولی پیشنهاد شده توسط ابودی، ماتریس میرایی بر حسب ظرفیت میرایی ویژه برای کامپوزیت های پلیمری تقویت شده با الیاف کربن بدست آمد. پاتل و همکاران [11]، نیز با استفاده از روش سلولی، ظرفیت میرایی نانوکامپوزیت ها با زمینه ویسکوالاستیک و با شرایط مرزی متناوب را بر حسب تابعی از فرکانس بدست آوردند. یدالله پور و همکاران [3,1]، ظرفیت میرایی نانوکامپوزیت ها را به صورت عددی و تجربی بررسی کردند. سان و همکاران [12] یک مدل تحلیلی بر اساس تعادل نیرویی برای تخمین میرایی، در کامپوزیت زمینه پلیمری ارائه دادند. هم چنین در پژوهشی دیگر، مطالعه ی فوق بر اساس مدل های المان محدود نیز برای پیش بینی میرایی داخلی نیز انجام گرفت [13]. آنها به طور تحلیلی نشان دادند که یک نسبت منظر بهینه و یک جهت گیری بهینه برای الیاف در راستای رسیدن به میرایی بیشینه وجود دارد. افزایش ظرفیت میرایی کامپوزیت ها در اثر استفاده از الیاف با نسبت منظر کم (کمتر از 20) توسط محققین متعددی به اثبات رسیده است [14,10]. هر چند که ماکزیمم میرایی در یک کامپوزیت لزوماً

منجر به ماکزیمم استحکام نمی شود [6]. لذا بسته به طراحی مورد نیاز، باید یک حالت بهینه بین استحکام و ظرفیت میرایی انتخاب شود.

مدل های میرایی کامپوزیت ها بر آمده از مدل های پیشنهاد شده برای مواد ویسکوالاستیک می باشند. همه ی مواد تا حدی رفتار ویسکوالاستیک از خود نشان می دهند و چنین رفتاری معمولاً وابسته به شرایط محیطی مانند دما است. هنگامی که دما تا نیمی از دمای ذوب ماده افزایش یابد اثرات ویسکوالاستیک ظاهر می شوند. مواد پلیمری در دمای اتاق رفتار ویسکوالاستیک از خود نشان می دهند [7]. ساده ترین مدل های نمایش میرایی، استفاده از مدل های خطی مواد ویسکوالاستیک مانند، کلونین-ویت⁶، ماکسول⁷ و زنر⁸ است. مزیت این مدل ها در تعداد کم پارامترهای مورد نیاز برای مشخص کردن رفتار مواد ویسکوالاستیک می باشد. لذا به علت سهولت، از این مدل ها در نرم افزارهای المان محدود بهره گیری می شود [5].

تحلیل میرایی ارتعاشات مواد ویسکوالاستیک در حوزه ی فرکانس منجر به استفاده از تبدیل فوریه و در نتیجه مدول مختلط می شود. تشابه بین روابط تنش- کرنش مواد ویسکوالاستیک در حوزه ی فرکانس و مواد الاستیک خطی بیانگر اصل همخوانی الاستیک-ویسکوالاستیک⁹ است [15]. ابتدایی ترین پژوهش ها در مورد مدول مختلط و ارتباط آن با میرایی توسط نیومارک در سال 1962 انجام گرفت [16]. او از سختی مختلط برای تحلیل ارتعاشات آزاد و اجباری استفاده کرد. هشین مدول مختلط مواد ویسکوالاستیک غیر همگن را با استفاده از اصل همخوانی الاستیک-ویسکوالاستیک مورد بررسی قرار داد [18,17]. کاربرد ویژه ی اصل همخوانی برای تحلیل ویسکوالاستیک کامپوزیت ها توسط شیپری [20,19] به تفصیل بررسی شده است. هالپین و سای [21] با استفاده از اصل همخوانی، رابطه ای برای مدول های عرضی و برشی جهت پیش بینی ضرایب میرایی برای کامپوزیت های الاستیک-ویسکوالاستیک ارائه دادند. سای [22] رابطه ای بر اساس الاستیسیته و مدول های عرضی اصلاح شده ی کامپوزیت با آرایش منظم و بر اساس اتصال کامل بین الیاف و زمینه، پیشنهاد داد.

یکی از عوامل بسیار تاثیر گذار بر خواص نانوکامپوزیت های تقویت شده با نانولوله ی کربن، وجود ناحیه ی فاز میانی بین فاز تقویت کننده و زمینه در کامپوزیت های چند فازی است. این فاز واسط، لایه نازکی بین تقویت کننده و زمینه می باشد که به طور عمده به دلیل واکنش های شیمیایی پیچیده بین فاز تقویت کننده و زمینه به وجود می آید [23]. در ابعاد نانو، درصد حجمی فاز میانی قابل توجه است. به طوری که در یک نانوکامپوزیت وجود تنها 1 درصد کسر حجمی ذرات نانو با اندازه ی 2nm، منجر به اشغال 63 درصد فضای ماده توسط فاز میانی می شود [11]. لذا اثرات عمده ای بر پاسخ کل نانوکامپوزیت دارد. محققین بسیاری به بررسی اثر ناحیه فاز واسط بر روی خواص نانوکامپوزیت پرداختند که برخی از آنها در [26-24] آمده است.

به وسیله مدل سازی های میکرومکانیکی، خواص ماکروسکوپی مواد چندجنسی که ذاتاً تابعی از برهم کنش های میکروبی از ریزساختارهای تشکیل دهنده آن ماده است، حاصل می شود. از ابتدایی ترین و ساده ترین این مدل ها، می توان به مدل های ویت¹⁰ و روس¹¹ اشاره کرد، که معادل اعمال قانون مخلوطها¹² به ترتیب بر تانسور سختی و نرمی اجزای سازنده ی

⁶ Kelvin-Voigt⁷ Maxwell⁸ Zener⁹ Elastic-viscoelastic correspondence principle¹⁰ Voigt¹¹ Reuss¹² Rule of mixtures¹ Actuators² Vapor grown carbon fibers³ Interfacial slip⁴ Delamination⁵ Debonding

اعتبارسنجی مقایسه می گردد. اثر پارامترهایی نظیر تعداد زیرسلول های المان حجمی نماینده، کسر حجمی و نسبت منظر الیاف، فاکتور قدرت پیوند بین الیاف و زمینه و فاکتور اتلاف فاز میانی بر خواص دینامیکی نانوکامپوزیت ها بررسی می شود. همچنین با ارائه روش فوری و مدل شیپری خواص دینامیکی اجزاء نانوکامپوزیت در حوزه فرکانس استخراج می گردد.

2- ملاحظات مدل سازی میرایی

در این بخش ابتدا روابط ساختاری مواد ویسکوالاستیک در حوزه فرکانس ارائه می شوند، سپس نحوه بدست آوردن مدول ذخیره و فاکتور اتلاف این نوع مواد بررسی می گردد.

2-1- مدل سازی رفتار ویسکوالاستیک خطی و مدول مختلط

در این تحقیق از مدل زنر جهت بیان رفتار ویسکوالاستیک زمینه نانو کامپوزیت استفاده می شود. در مدل زنر یا جامد خطی استاندارد⁸، یک فنر با ضریب k_1 و یک میراگر با ضریب μ_1 سری با یک فنر دوم با ضریب k_0 موازی شده است. معادله دیفرانسیل حاکم بر این مدل به صورت رابطه (1) است [40].

$$\sigma + \frac{\mu_1}{k_1} \frac{d\sigma}{dt} = k_0 \varepsilon + \frac{\mu_1}{k_1} (k_0 + k_1) \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (1)$$

با انتگرال گیری از رابطه (1)، نرمی خزشی S و مدول رهاسازی C مدل زنر به صورت رابطه (2) بدست می آید.

$$S(t) = \frac{1}{k_0} \left(1 - \frac{k_1}{k_0 + k_1} e^{-t/\lambda_1} \right) \quad (2)$$

$$C(t) = k_0 + k_1 e^{-t/\tau_1}$$

که در رابطه (2)، λ_1 و τ_1 به ترتیب زمان تأخیر⁹ و زمان رهاسازی¹⁰ نام گذاری و در رابطه (3) تعریف می شوند.

$$\lambda_1 = \frac{\mu_1 (k_0 + k_1)}{k_0 k_1}, \quad \tau_1 = \frac{\mu_1}{k_1} \quad (3)$$

مدل های خطی مواد ویسکوالاستیک نمی توانند به خوبی رفتار این گونه مواد را توصیف کنند، اما مدل زنر با استفاده از سری پرونی¹¹ که میرایی را با جمع عبارات نمایی توصیف می نماید، بهبود پیدا می کند. با در نظر گرفته عبارات بیشتر، نتایج دقیق تری بدست خواهد آمد [5].

با در نظر گرفتن تنش هارمونیک با فرکانس زاویه ای ω ، تنش مختلط را می توان به صورت رابطه (4) در نظر گرفت.

$$\sigma_n(t) = A_n e^{i\omega t} \quad (4)$$

که در رابطه (4)، $n = 1, 2, \dots, 6$ و $i = \sqrt{-1}$ می باشد.

معادله ی ساختاری سه بعدی ماده ی ویسکوالاستیک خطی با استفاده از اصل جمع آثار بولتزمن¹²، به صورت رابطه (5) است [40].

$$\varepsilon_m(t) = \int_{-\infty}^t S_{mn}(t - \tau) \frac{d\sigma_n(\tau)}{d\tau} d\tau \quad (5)$$

که در رابطه (5)، $m, n = 1, \dots, 6$ با جایگذاری رابطه (4) در (5) و با استفاده از تعریف تبدیل فوری، رابطه تنش- کرنش را می توان به صورت روابط (6) نوشت.

$$\varepsilon_m(t) = i\omega S_{mn}(\omega) \sigma_n(t) = S_{mn}^*(\omega) \sigma_n(t) \quad (6)$$

$$\sigma_m(t) = i\omega C_{mn}(\omega) \varepsilon_n(t) = C_{mn}^*(\omega) \varepsilon_n(t)$$

که در رابطه (6)، $S_{mn}(\omega)$ و $C_{mn}(\omega)$ به ترتیب تبدیل فوریه نرمی

کامپوزیت است. هیچ کدام از این دو مدل دقت قابل قبولی ندارند اما هیل نشان داد که خواص واقعی کامپوزیت بین دو مقدار پیش بینی شده توسط این دو مدل است [27]. هشین و همکارش [28] توانستند یک ناحیه ی کوچکتری برای حد بالا و پایین خواص کامپوزیت بدست آورند. مدل دیگری به نام مدل خود سازگار¹ وجود دارد که ابتدایی ترین کارهای آن توسط هیل [29] انجام شده است. تخمین خواص معادل کامپوزیت ها با دقتی قابل قبول، با مدل مری و تاناکا [30] آغاز شد. البته این مدل در مواقعی که حجم ماتریس در نظر گرفته شده نسبت به حجم تقویت کننده بسیار بزرگ باشد، نتایج قابل قبولی را می دهد [27]. مدل های عددی نیز برای بدست آوردن خواص معادل کامپوزیت ها استفاده شده اند، که می توان به روش های المان محدود، تفاضل محدود و المان مرزی اشاره کرد. ابتدایی ترین کارها در روش المان محدود توسط فوی [31] انجام شده است. روش های عددی هر چند که از دقت بالاتری نسبت به روش های تحلیلی برخوردارند اما هزینه ی محاسباتی بسیاری بالاتری دارند. تمام مدل های تحلیلی ذکر شده برای بعضی از خواص کامپوزیت و همچنین در حالت های غیر الاستیک دقت قابل قبولی ندارند [27]. مدل سلول واحد² از جمله مدل های میکرومکانیکی تحلیلی با فرضیات ساده شونده ی هندسه کامپوزیت ها می باشد. این مدل علاوه بر اینکه معایب مدل های پیشین را ندارد، دارای ریاضیات ساده و بر پایه مقاومت مصالح است که پارامترهای سطح میکرو به سادگی در آن مدل می شوند و در عین حال نتایج خوبی در مقایسه با نتایج تجربی داده است [27]. در مدل های سلول واحد، سطح مقطع المان حجمی نماینده ی³ کامپوزیت، شامل الیاف مستطیلی احاطه شده با مواد زمینه به صورت مستطیلی می باشد. روش سلولی⁴ [33,32] و روش سلولی تعمیم یافته⁵ [35,34] جزء معروف ترین مدل های سلول واحد هستند. مدل سلول واحد ساده شده⁶ [36] یک مدل تحلیلی میکرومکانیکی است. دقت پاسخ این مدل میکرومکانیکی بستگی به مدل سازی دقیق فازها و عکس العمل بین آن ها در المان حجمی انتخاب شده برای کامپوزیت خواهد داشت. قابلیت کاربرد این مدل در پیش بینی رفتار کامپوزیت های دو فازی تحت شرایط مختلف بارگذاری با توجه به اعتبارسنجی های انجام گرفته با داده های تجربی و روش های عددی، به اثبات رسیده است [37]. همچنین این مدل جهت بررسی خرابی در کامپوزیت های با الیاف بلند دو فازی [38] و بررسی خواص کامپوزیت با الیاف کوتاه⁷ [39] مورد استفاده قرار گرفته است.

در پژوهش حاضر یک روش تحلیلی سه بعدی برای پیش بینی خواص دینامیکی نانوکامپوزیت های پلیمری ارائه می شود. در این روش با اعمال اصل همخوانی الاستیک-ویسکوالاستیک بر تئوری میکرومکانیکی سلول واحد ساده شده و با استفاده از روش انرژی و تعادل نیرو، مدول ذخیره، مدول اتلاف، فاکتور اتلاف و حلقه ی هیستریزس نانوکامپوزیت های پلیمری، استخراج می شود. نانوکامپوزیت در نظر گرفته شده دارای زمینه پلی پروپیلن تقویت شده با VGCF می باشد. المان حجمی نماینده دارای سه فاز ایزوتروپ شامل زمینه، فاز میانی و الیاف با رفتار ویسکوالاستیک خطی است. مدل زنر با استفاده از اصل جمع آثار بولتزمن برای بیان رفتار ویسکوالاستیک استفاده می شود. ابتدا نتایج بدست آمده از مدل حاضر با نتایج تجربی، جهت

¹ Self-consistent model

² Unit cell model

³ Representative volume element

⁴ Method of cell

⁵ Generalized method of cell

⁶ Simplified unit cell model

⁷ Short fiber

⁸ Standard linear solid

⁹ Delay time

¹⁰ Relaxation time

¹¹ Prony series

¹² Boltzmann superposition integral

سازنده نانوکامپوزیت می باشد. روش اول موسوم به روش تعادل نیرو است، که در این روش با اعمال اصل همخوانی الاستیک-ویسکوالاستیک بر تئوری الاستیسیته می توان میرایی نانوکامپوزیت را تعیین نمود [7]. روش دیگر روش انرژی است. این روش نانوکامپوزیت را به صورت یک سیستم با المان های ویسکوالاستیک خطی در نظر می گیرد. هر المان دارای فاکتور اتلاف مربوط به خود می باشد. فاکتور اتلاف نانوکامپوزیت طبق رابطه (10) تعیین می شود [7].

$$\eta = \frac{\sum_{i=1}^n \eta^i W^i}{\sum_{i=1}^n W^i} \quad (10)$$

که η^i فاکتور اتلاف هر المان و W^i انرژی کرنشی ذخیره شده در هر المان می باشد، که طبق رابطه (11) تعیین می گردد.

$$W^i = \frac{1}{2} \int_V \sigma \epsilon dV \quad (11)$$

3- مدل میکرومکانیک استخراج میرایی

تحلیل نانوکامپوزیت با استفاده از روش سلول واحد ساده شده انجام می شود. در بیشتر مدل های تحلیلی و عددی، سطح مقطع کامپوزیت به صورت آرایش تکرار شونده و چیدمان الیاف درون زمینه به صورت مربعی می باشد. برای کاهش محاسبات و زمان تحلیل، کوچکترین بخش تکرار شونده که در عین حال جامع اطلاعات باشد را به عنوان المان حجمی نماینده در نظر گرفته می شود. در واقع تمام خواص و رفتار کامپوزیت و المان حجمی نماینده یکسان فرض می شوند. در مدل سه بعدی حاضر فرض می شود که الیاف، فاز میانی و زمینه کاملاً متصل به یکدیگر باشند.

به علت محدودیت ریاضیات مسأله، سطح مقطع هر یک از الیاف با وجود دایروی بودن، به صورت چهارگوش در نظر گرفته می شود، هم چنین چیدمان الیاف به صورت منظم لحاظ می گردد (شکل 2 [41]).

محور 1 در راستای الیاف انتخاب می گردد. الیاف، ترد و زمینه به صورت نرم با رفتار الاستیک-ویسکوپلاستیک در نظر گرفته، و هر دو، همگن و همسانگرد فرض می شوند. تغییرات جابجایی در داخل سلول های المان نماینده، خطی لحاظ می گردد. مکعب مستطیلی مانند شکل 3، با طول ضلع L_x ، L_y و L_z به ترتیب در جهات 1، 2 و 3 در نظر گرفته می شود و این اضلاع به ترتیب به ترتیب h ، c و r قسمت، تقسیم می گردند. متغیر شمارنده نیز به ترتیب k ، i و j نشان داده می شود. هر سلول با نام ijk نام گذاری شده و طول هر یک در جهات 1، 2 و 3 به ترتیب با d_k ، a_i و b_j مشخص می گردد. سلول های با هسته مشکی و لایه ی خاکستری اطراف آن به ترتیب معرف فاز الیاف تقویت کننده و فاز میانی هستند. در مواد مرکب الیاف کوتاه، پارامتری برای الیاف تحت عنوان نسبت منظر s (به صورت رابطه (12)) تعریف می شود.

$$s = \frac{d_k}{a_i} \quad (12)$$

برای مدل سازی هر چه واقعی تر نانوکامپوزیت های تقویت شده با الیاف دارای سطح مقطع دایره ای شکل، می توان تغییراتی در هندسه المان حجمی نماینده ایجاد کرد. سطح مقطع مدل مربعی شامل یک چهارم رشته و

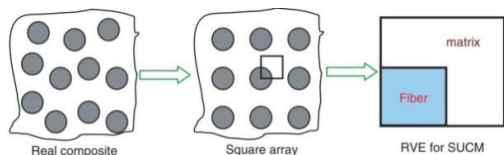


Fig. 2 Fiber arrangement and the representative volume element [41]

شکل 2 چیدمان الیاف در کامپوزیت و المان حجمی نماینده [41]

کرنشی و مدول رهاسازی در حوزه زمان می باشد. طبق رابطه (6) نرمی کرنشی و مدول رهاسازی مختلط در حوزه فرکانس به صورت روابط (7) بدست می آیند.

$$S_{mn}^*(\omega) = i\omega S_{mn}(\omega), \quad C_{mn}^*(\omega) = i\omega C_{mn}(\omega) \quad (7)$$

از آنجایی که مدول مختلط یک متغیر مختلط می باشد، می توان آن را به صورت بخش های حقیقی و موهومی همانند رابطه (8) نوشت.

$$\begin{aligned} C_{mn}^*(\omega) &= C_{mn}'(\omega) + iC_{mn}''(\omega) \\ &= C_{mn}'(\omega)[1 + i\eta_{mn}(\omega)] \\ &= |C_{mn}^*(\omega)| e^{-i\delta_{mn}(\omega)} \end{aligned} \quad (8)$$

که در رابطه (7)، $C_{mn}'(\omega)$ ، $C_{mn}''(\omega)$ و $\eta_{mn}(\omega)$ به ترتیب بیانگر مدول ذخیره، مدول اتلاف، فاکتور اتلاف و تأخیر فاز بین $\sigma_m(t)$ و $\epsilon_m(t)$ می باشند. روابط تنش کرنش (9) برای مواد ویسکوالاستیک خطی مشابه مواد الاستیک خطی می باشند. چنین شبیه سازی بین روابط ساختاری برای تحلیل مواد الاستیک و ویسکوالاستیک را اصل همخوانی الاستیک-ویسکوالاستیک گویند [40].

$$\begin{aligned} \{\epsilon(t)\} &= [S^*(\omega)]\{\sigma(t)\} \\ \{\sigma(t)\} &= [C^*(\omega)]\{\epsilon(t)\} \end{aligned} \quad (9)$$

2-2- حلقه ی هیستریزس

برای یک تنش اعمالی که به صورت هارمونیک با زمان تغییر می کند، پاسخ نانوکامپوزیت با اجزاء ویسکوالاستیک خطی برای دامنه ی تنش کم به صورت کرنش هارمونیک خواهد بود و نمودار تنش-کرنش در حالت پایدار، یک حلقه ی هیستریزس مطابق شکل 1 را تشکیل می دهد. کرنش نانوکامپوزیت با اجزاء ویسکوالاستیک خطی دارای تأخیر فازی نسبت به تنش اعمالی است. این تأخیر فاز ناشی از زمان اضافی لازم برای حرکت های مولکولی و رهاسازی ها می باشد [15].

جهت به دست آوردن مدول ذخیره ی E' از حلقه ی هیستریزس، همان طور که در شکل 1 مشخص است، از تقسیم تنش در زمان ماکزیمم کرنش، بر کرنش ماکزیمم به دست می آید. همچنین برای به دست آوردن نرمی ذخیره ی J' کافی است تنش ماکزیمم را بر کرنش در زمان تنش ماکزیمم تقسیم نمود [15].

3-2- روش های تعیین فاکتور اتلاف (η)

اگر مکانیزم میرایی از نوع ویسکوالاستیک خطی باشد، دو روش پایه برای توسعه ی مدل های تحلیلی وجود دارد که هر دو روش بر اساس میرایی اجزاء

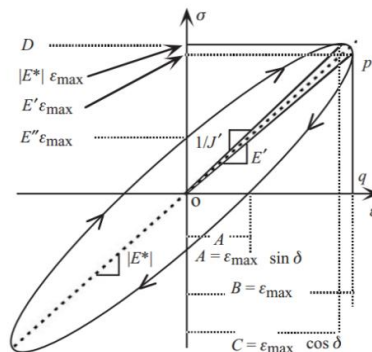


Fig. 1 Steady state stress-strain diagram of a nanocomposite with linear viscoelastic inclusions under harmonic loading [15]

شکل 1 نمودار حالت پایدار تنش-کرنش یک نانوکامپوزیت با اجزاء ویسکوالاستیک خطی تحت بارگذاری هارمونیک [15]

$$\begin{cases} \sigma_{11}^{ij1} = \sigma_{11}^{ijk}, & (k > 1) \\ \sigma_{22}^{1jk} = \sigma_{22}^{ijk}, & (i > 1) \\ \sigma_{33}^{i1k} = \sigma_{33}^{ijk}, & (j > 1) \end{cases} \quad (14)$$

با فرض اتصال کامل لایه های میانی، تغییر مکان المان نماینده در یک جهت برابر مجموع تغییر مکان سلول های یک ردیف در همان جهت است. لذا رابطه ی بین کرنش کل المان و کرنش سلول ها به صورت رابطه (15) بدست می آید.

$$\begin{cases} \sum_{k=1}^h d_k \varepsilon_{11}^{i1k} = \sum_{k=1}^h d_k \varepsilon_{11}^{ijk} = L_h \bar{\varepsilon}_{11}, (j \times i \neq 1) \\ \sum_{i=1}^c a_i \varepsilon_{22}^{i11} = \sum_{i=1}^c a_i \varepsilon_{22}^{ijk} = L_c \bar{\varepsilon}_{22}, (j \times k \neq 1) \\ \sum_{j=1}^r b_j \varepsilon_{33}^{1j1} = \sum_{j=1}^r b_j \varepsilon_{33}^{ijk} = L_r \bar{\varepsilon}_{33}, (i \times k \neq 1) \end{cases} \quad (15)$$

که در رابطه (15)، $\bar{\varepsilon}_{11}$ ، $\bar{\varepsilon}_{22}$ و $\bar{\varepsilon}_{33}$ کرنش کلی المان حجمی نماینده به ترتیب در جهات 1، 2 و 3 است.

معادلات ساختاری سه بعدی برای اجزاء ویسکوالاستیک خطی همسانگرد، مطابق با رابطه ی (6) و با فرض مستقل از زمان بودن ضریب پواسون، در حوزه فرکانس، به صورت رابطه (16) بیان می شود.

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11}^{ijk} \\ \varepsilon_{22}^{ijk} \\ \varepsilon_{33}^{ijk} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{ijk}^*(\omega)} & -\frac{\nu_{ijk}}{E_{ijk}^*(\omega)} & -\frac{\nu_{ijk}}{E_{ijk}^*(\omega)} \\ -\frac{\nu_{ijk}}{E_{ijk}^*(\omega)} & \frac{1}{E_{ijk}^*(\omega)} & -\frac{\nu_{ijk}}{E_{ijk}^*(\omega)} \\ -\frac{\nu_{ijk}}{E_{ijk}^*(\omega)} & -\frac{\nu_{ijk}}{E_{ijk}^*(\omega)} & \frac{1}{E_{ijk}^*(\omega)} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11}^{ijk} \\ \sigma_{22}^{ijk} \\ \sigma_{33}^{ijk} \end{bmatrix} \quad (16)$$

با جایگذاری رابطه (16) در (15) و با استفاده از روابط (14) و (13)، دستگاه معادلات (17) با $rc + rh + ch$ معادله و همین تعداد مجهول [43] نتیجه می شود.

$$[A]_{m \times m} [\sigma]_{m \times 1} = [F]_{m \times 1} \quad m = rc + rh + ch \quad (17)$$

که ماتریس $[A]$ ضرایب، $[\sigma]$ و $[F]$ نیز به ترتیب بردار تنش و نیرو می باشند. با داشتن کرنش و تنش زیر سلول ها می توان مدول مختلط نانوکامپوزیت را به دست آورد.

جهت بدست آوردن خواص دینامیکی برشی، نمونه تحت بارگذاری برشی قرار می گیرد. در این راستا تنش های S_{12} ، S_{13} و S_{23} بر المان حجمی نماینده وارد می شوند. با توجه به فرضیات گفته شده در بارگذاری محوری، تعادل تنش های برشی سلول های المان حجمی نماینده و تنش کلی وارده، منجر به رابطه (18) می شود [45,44].

$$\begin{cases} \sum_{i=1}^c a_i \sigma_{13}^{ijk} = L_c S_{13} \\ \sum_{j=1}^r b_j \sigma_{22}^{ijk} = L_r S_{12} \\ \sum_{k=1}^h d_k \sigma_{33}^{ijk} = L_h S_{23} \end{cases} \quad (18)$$

سازگاری کرنش ها در سلول های مجاور، منجر به رابطه (19) می شود [44,38].

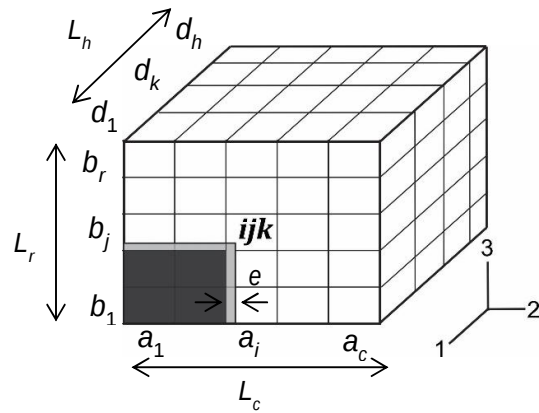


Fig. 3 Representative volume element geometry

شکل 3 هندسه المان حجمی نماینده

باقی، زمینه می باشد. لذا مطابق با شکل 4 دایره به سلول های کوچک مربعی تقسیم شده و با گروهی از سلول ها تقریب زده می شود که با نام سلول واحد ساده شده گسترش یافته (ESUC) شناخته می شود. متناسب با درصد حجمی الیاف و ضخامت موثر فاز میانی، شعاع دایره ی اشغالی به وسیله ی هر یک از دو فاز الیاف و فاز میانی مشخص می گردد.

3-1- معادلات حاکم

به منظور تعیین خواص دینامیکی نانوکامپوزیت، نمونه تحت بارگذاری قرار می گیرد. حالت تنش داخل نمونه در مختصات اصلی ماده، شامل سه مؤلفه ی تنش هارمونیک S_1 ، S_2 و S_3 به ترتیب در جهات 1، 2 و 3 می باشد. فرض می شود که تنش های نرمال وارده بر المان حجمی نماینده ماده مرکب هیچ گونه تنش برشی داخل آن ایجاد نمی کند و بالعکس [42]. از تعادل تنش های میکرو در سلول ها و تنش های ماکرو اعمالی در مرز المان نماینده، رابطه ی (13) به دست می آید.

$$\begin{cases} \sum_{i=1}^c \sum_{j=1}^r a_i b_j \sigma_{11}^{ij1} = L_c L_r S_1 \\ \sum_{k=1}^h \sum_{j=1}^r d_k b_j \sigma_{22}^{1jk} = L_r L_h S_2 \\ \sum_{i=1}^c \sum_{k=1}^h a_i d_k \sigma_{33}^{i1k} = L_c L_h S_3 \end{cases} \quad (13)$$

با استفاده از تعادل تنش های عمودی در سطوح مشترک هر دو سلول مجاور، رابطه (14) بدست می آید.

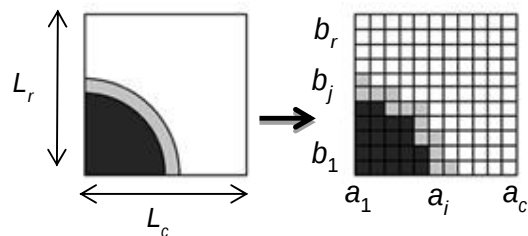


Fig. 4 Approximation of fibers circular cross section in ESUC model

شکل 4 تقریب سطح مقطع دایره ای الیاف در مدل ESUC

فاز و مقادیر پایین β پیوند قوی تر بین زمینه و نانو الیاف را نشان می دهد [43]. محدوده $r_i, r_f > r$ می باشد.

5- بررسی میرایی نانوکامپوزیت در حوزه فرکانس

برای بررسی میرایی نانوکامپوزیت در فرکانس های متفاوت ابتدا باید خواص دینامیکی اجزاء نانوکامپوزیت را در حوزه فرکانس تعیین نمود. در این پژوهش از روش تبدیل فوریه جهت تعیین خواص دینامیکی اجزاء استفاده می شود. با استفاده از تبدیل فوریه می توان، نرمی یا مدول در حوزه زمان را به نرمی مختلط یا مدول مختلط در حوزه فرکانس تبدیل نمود. در این روش مدول یا نرمی در حوزه زمان حتماً باید به صورت مدول زبر باشد. با اعمال تبدیل فوریه بر روابط (2) و استفاده از سری پرون، مدول و نرمی مختلط در حوزه فرکانس زاویه ای ω به صورت رابطه (24) به دست می آید.

$$\begin{aligned} E'(\omega) &= E_0 + \sum_{i=1}^n E_i \frac{\omega^2 \tau_i^2}{1 + \omega^2 \tau_i^2} \\ E''(\omega) &= \sum_{i=1}^n E_i \frac{\omega \tau_i}{1 + \omega^2 \tau_i^2} \\ J'(\omega) &= J_0 + \sum_{i=1}^n J_i \frac{\omega^2}{\lambda_i^2 + \omega^2} \\ J''(\omega) &= \sum_{i=1}^n J_i \frac{\omega \lambda_i}{\lambda_i^2 + \omega^2} \end{aligned} \quad (24)$$

که در رابطه فوق، E_0 و J_0 به ترتیب مدول و نرمی در حالت تعادل، E_i و J_i مدول و نرمی آنی می باشند.

6- مدل شیپری

با استفاده از شکل انتگرال محوری شیپری برای کرنش لحظه ای [40] و همچنین استفاده از از سری پرون و با صرف نظر از ترم های غیر خطی می توان تنش و کرنش را در هر لحظه طبق رابطه (25) بدست آورد [48]. در اثر اعمال با هارمونیک حلقه ای هیستریزس قابل حصول است.

$$\begin{aligned} \varepsilon^t &= \left[D_0 + \sum_{n=1}^N D_n - \sum_{n=1}^N D_n \frac{1 - \exp[-\lambda_n \Delta t]}{\lambda_n \Delta t} \right] \sigma^t \\ &- \sum_{n=1}^N D_n \left[\exp[-\lambda_n \Delta t] q_n^{t-\Delta t} - (1 - \exp[-\lambda_n \Delta t]) \frac{\sigma^{t-\Delta t}}{\lambda_n \Delta t} \right] \equiv \bar{D}' \sigma^t - f^t \end{aligned} \quad (25)$$

که در رابطه ی (25)

$$f^t = \sum_{n=1}^N D_n \left[q_n^t - \frac{1 - \exp[-\lambda_n \Delta t]}{\lambda_n \Delta t} \right] \quad (26)$$

7- نتایج و بحث

در این بررسی، یک روش تحلیلی سه بعدی برای پیش بینی خواص دینامیکی نانوکامپوزیت های پلیمری ارائه شد. در این روش با اعمال اصل همخوانی الاستیک-ویسکوالاستیک بر تئوری میکرومکانیکی سلول واحد ساده شده و با استفاده از روش انرژی و تعادل نیرو، مدول ذخیره، مدول اتلاف، فاکتور اتلاف نانوکامپوزیت های پلیمری استخراج گردید. ابتدا جهت بررسی کارایی مدل ارائه شده، یک تحلیل حساسیت به مش برای پارامتر فاکتور طولی اتلاف انجام می گیرد. سپس به منظور اعتبار سنجی مدل، نتایج بدست آمده با نتایج تجربی مقایسه می گردد. در ادامه اثرات کسر حجمی و نسبت منظر الیاف، فاکتور اتلاف و ضخامت فاز میانی بر مدول های ذخیره و اتلاف نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه و بلند مورد بررسی قرار می گیرد. در انتها نیز تاثیر کسر حجمی و نسبت منظر الیاف بر حلقه ی هیستریزس نانوکامپوزیت ارائه می گردد.

$$\begin{cases} \varepsilon_{13}^{ijk} = \varepsilon_{13}^{ijk}, & (i > 1) \\ \varepsilon_{12}^{ijk} = \varepsilon_{12}^{ijk}, & (j > 1) \\ \varepsilon_{23}^{ijk} = \varepsilon_{23}^{ijk}, & (k > 1) \end{cases} \quad (19)$$

تغییر مکان زاویه ای کل المان نماینده برابر مجموع تغییر زاویه سلول های یک ردیف در آن جهت می باشد، که با رابطه (20) بیان می شود.

$$\begin{cases} \sum_{k=1}^h \sum_{j=1}^r b_j d_k \varepsilon_{13}^{ijk} = L_h L_r \bar{\varepsilon}_{13} \\ \sum_{k=1}^h \sum_{l=1}^c a_l d_k \varepsilon_{12}^{ilk} = L_c L_h \bar{\varepsilon}_{12} \\ \sum_{l=1}^c \sum_{j=1}^r a_l b_j \varepsilon_{23}^{ijl} = L_c L_r \bar{\varepsilon}_{23} \end{cases} \quad (20)$$

روابط (21) برای مدول های برشی مختلط ماده مرکب الیاف کوتاه برقرار می باشد [44].

$$G_{13}^*(\omega) = \frac{S_{13}}{2\bar{\varepsilon}_{13}}, \quad G_{12}^*(\omega) = \frac{S_{12}}{2\bar{\varepsilon}_{12}}, \quad G_{23}^*(\omega) = \frac{S_{23}}{2\bar{\varepsilon}_{23}} \quad (21)$$

با جایگذاری (21) در (19)، و سپس جایگذاری نتیجه آن در معادلات تعادل (18)، همچنین با استفاده از معادلات (20)، مدول مختلط برشی المان حجمی نماینده به صورت تحلیلی طبق رابطه (22) بدست می آید.

$$\begin{cases} \sum_{k=1}^h \sum_{j=1}^r \frac{b_j d_k L_c}{\sum_{l=1}^c a_l G_{ijk}^*(\omega)} = \frac{L_h L_r}{G_{13}^*(\omega)} \\ \sum_{l=1}^c \sum_{k=1}^h \frac{a_l d_k L_r}{\sum_{j=1}^r b_j G_{ijk}^*(\omega)} = \frac{L_h L_c}{G_{12}^*(\omega)} \\ \sum_{l=1}^c \sum_{j=1}^r \frac{a_l b_j L_h}{\sum_{k=1}^h b_j G_{ijk}^*(\omega)} = \frac{L_h L_r}{G_{23}^*(\omega)} \end{cases} \quad (22)$$

با استفاده از روابط (22) می توان مدول برشی ذخیره، مدول اتلاف و فاکتور اتلاف برشی نانو کامپوزیت را تعیین نمود. G_{23}^* نشان دهنده مدول برشی عرضی، $G_{12}^*(\omega)$ و $G_{13}^*(\omega)$ نیز نشان دهنده مدول برشی طولی هستند.

4- مدل سازی فاز میانی

فاز میانی از مولکول های اغتشاش یافته و مولکول های خود ماده تشکیل می شود و دارای خواص متمایز با دو جزء دیگر می باشد و همچنین بسته به هندسه تقویت کننده ها به صورت استوانه ای برای تقویت کننده های نانو الیاف و یا کره ای برای نانوذرات، اطراف ذرات را احاطه می کند. تغییرات ساختار مولکولی ناحیه اغتشاش یافته اطراف نانو الیاف یا نانوذرات یکنواخت نمی باشد و طبق [46] به صورت تابعی بر حسب فاصله از فاز تقویت کننده مدرج می شود که این فرض تداعی گر مدل های قانون توانی بیانگر رفتار مواد تابعی مدرج می باشد. بنابراین فرض می شود که خواص فاز میانی بر حسب فاصله r از مرکز نانو الیاف یا نانوذرات بین خواص تقویت کننده و زمینه پلیمری طبق رابطه (23) تغییر می کند [47].

$$E'(r) = \frac{R}{r} E'_m + \left(\frac{R-r}{e} \right)^\beta \left(E'_f - \frac{R}{r_f} E'_m \right) \quad (23)$$

که در رابطه (23) r_f شعاع نانو الیاف، R مجموع شعاع نانو الیاف و ضخامت فاز میانی، E'_m مدول ذخیره ی تقویت کننده، مدول ذخیره ی زمینه، e ضخامت فاز میانی و β پارامتری وابسته به قدرت پیوند بین دو فاز زمینه و نانو الیاف می باشد. مقادیر بالای β نشان دهنده پیوند ضعیف بین دو

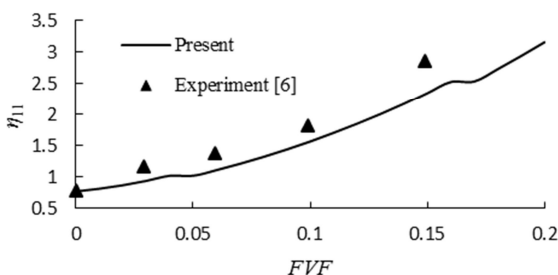


Fig. 6 Variation of longitudinal loss factor with FVF ($\beta=100$, $s=19$, $e/d=0.5$)

شکل 6 مدل ذخیره طولی نانوکامپوزیت بر حسب کسر حجمی الیاف ($\beta=100$, $s=19$, $e/d=0.5$)

می شود. شایان ذکر است که زیروند m برای هر پارامتر نمایانگر خواص زمینه می باشد.

در شکل های 7 و 8 اثر ضریب قدرت پیوند بر مدول ذخیره طولی نرمال شدهی نانوکامپوزیت به ترتیب با الیاف کوتاه ($s=19$) و بلند ($s=100000$)، برای مقادیر متفاوت β نشان داده شده می شود. در هر دو نمودار کسر حجمی الیاف 0.03 و ضخامت مؤثر فاز میانی برابر 0.5 در نظر گرفته شده است.

مطابق شکل های 7 و 8، هر چه β بیشتر باشد (پیوند ضعیف تر بین نانوالیاف و زمینه)، خواص دینامیکی طولی در نانوکامپوزیت الیاف کوتاه و بلند کمتر می شوند، هم چنین با افزایش کسر حجمی الیاف، مدول ذخیره طولی در

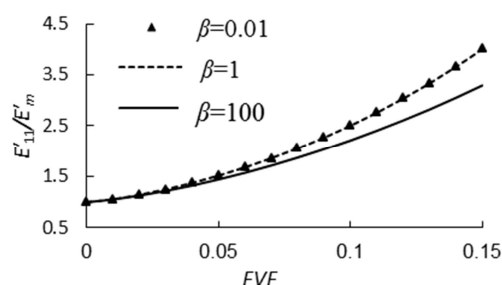


Fig. 7 Variation of short fiber-Nanocomposite normalized longitudinal storage modulus with FVF in various β ($e/d=0.5$, $s=19$)

شکل 7 تغییرات مدول ذخیره طولی نرمال شدهی نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه بر حسب کسر حجمی الیاف در ضرایب قدرت پیوند متفاوت ($e/d=0.5$, $s=19$)

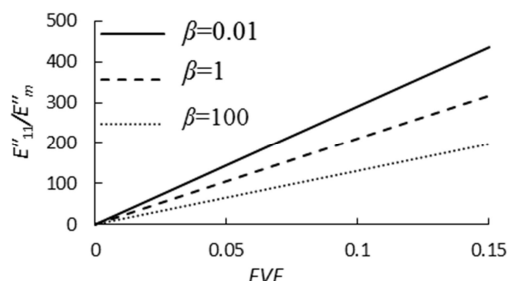


Fig. 8 Variation of long fiber-nanocomposite normalized longitudinal storage modulus with FVF in various β ($e/d=0.5$, $s=100000$)

شکل 8 تغییرات مدول ذخیره طولی نرمال شدهی نانوکامپوزیت با الیاف بلند بر حسب کسر حجمی الیاف در ضرایب قدرت پیوند متفاوت ($e/d=0.5$, $s=100000$)

نانوکامپوزیت مورد مطالعه دارای زمینهی پلیمری پلی پروپیلن با الیاف کربن رشد یافته در فاز بخار، به عنوان تقویت کننده، می باشد. نحوهی ساخت نانو الیاف VGCF در [6] شرح داده شده است. خواص دینامیکی اجزاء نانوکامپوزیت در فرکانس 1 Hz و دمای 21°C در جدول 1 آمده است. همچنین قطر نانو الیاف 200 nm و ضخامت فاز میانی 50 nm در نظر گرفته می شود [6].

در ابتدا جهت بررسی کارایی مدل ارائه شده، یک تحلیل حساسیت به مش روی المان حجمی نماینده انجام می شود. شکل 5 فاکتور اتلاف طولی نانوکامپوزیت را برای تعداد زیرسلول های مختلف المان حجمی نماینده مدل میکرومکانیک سلول واحد ساده شده نشان می دهد. مشاهده می شود که با افزایش تعداد زیرسلول ها به بیش از 10، تغییری در فاکتور اتلاف طولی ایجاد نمی شود و در 0.0741 ثابت می ماند.

1-7- اعتبار سنجی مدل

در راستای اعتبارسنجی مدل حاضر، نتایج بدست آمده با مقادیر تجربی و سایر مدل های میکرومکانیکی مقایسه می شوند. از پارامتر بی بعد ضخامت مؤثر فاز میانی (e/d) جهت بررسی فاز میانی استفاده می شود.

در شکل 6 مدول ذخیره طولی (در جهت الیاف) نانوکامپوزیت بر حسب کسر حجمی الیاف (FVF) بدست آمده در این پژوهش، با روش های آزمایش شده در [6] مقایسه شده است. پارامتر نمای قدرت پیوند زمینه و نانوالیاف در مدل سازی برابر $\beta=100$ در نظر گرفته شده است. همچنین نسبت منظر الیاف برای این نانوکامپوزیت برابر 19 و ضخامت مؤثر فاز میانی برابر 0.5 می باشد. ملاحظه می شود که تطابق خوبی نتایج تئوری و تجربی برقرار است، هم چنین نتایج تئوری مقادیر کمتری را پیش بینی می کند.

2-7- بررسی پارامتری

در این بخش اثرات پارامترهای تأثیرگذار بر خواص دینامیکی نانوکامپوزیت زمینهی پلیمری (پلی پروپیلن) با الیاف کربن رشد یافته در فاز بخار بررسی

جدول 1 خواص دینامیکی تجربی اجزاء نانوکامپوزیت در دمای 21°C [6]

فاکتور اتلاف	ضریب پواسون	مدول مختلط (GPa)	ماده
0.0749	0.45	$0.77+0.0577i$	پلی پروپیلن
0.0015	0.3	$1000+1.5i$	VGCF
0.04	0.45	$10.83+0.433i$	فاز میانی

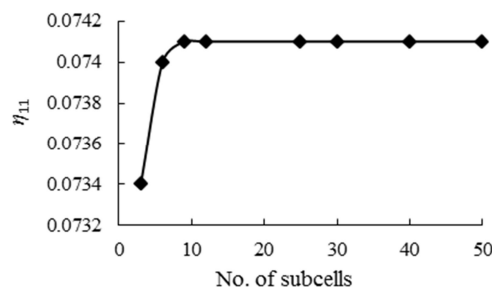


Fig. 5 Variation of short fiber nanocomposite longitudinal loss factor with the number of subcells

شکل 5 تغییرات فاکتور اتلاف طولی نانوکامپوزیت بر حسب تعداد زیرسلول ها

در نظر گرفته شده است. مطابق شکل های 11 و 12 با افزایش فاکتور اتلاف فاز میانی فاکتور اتلاف نانوکامپوزیت افزایش می یابد. همانند شکل های 7 و 8 در نانوکامپوزیت الیاف کوتاه برای $0.01 < \beta < 1$ با افزایش فاکتور اتلاف فاز میانی تغییرات فاکتور اتلاف طولی اندک می باشد و تقریباً در مقدار یک ثابت است، همچنین در این حالت تفاوت چندانی بین فاکتور اتلاف طولی نانوکامپوزیت و زمینه وجود ندارند.

در شکل های 13 و 14 اثر ضخامت فاز میانی بر خواص دینامیکی نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه ($s=19$) نشان داده می شود. برای درک بهتر، خواص دینامیکی بر حسب پارامتر بی بعد e/d رسم شده اند. کسر حجمی الیاف 0.03 و β برابر 100 لحاظ گردیده است.

مطابق شکل های 13 و 14 با افزایش ضخامت فاز میانی و با ثابت در نظر گرفتن ضریب قدرت پیوند و فاکتور اتلاف فاز میانی، مدول ذخیره و اتلاف بی بعد شده ی نانوکامپوزیت با شیب تقریباً ثابت افزایش می یابند و هر دو مقادیر نزدیک به هم را نمایش می دهند به طوری که در ضخامت های کم فاز واسط این دو نسبت تقریباً یکسان هستند، اما فاکتور اتلاف بی بعد شده ی نانوکامپوزیت با شیب ثابت کاهش می یابد.

3-7- حلقه ی هیستریزس

شکل های 15 تا 17 حلقه هیستریزس را در دو حالت الیاف کوتاه ($s=19$) و بلند ($s=100000$) برای کسرهای حجمی الیاف ($FVF=0, 0.05, 0.15$) و نسبت های منظر متفاوت ($s=19, 1000, 100000$) نشان می دهد.

با توجه به شکل 15، در نانوکامپوزیت با نسبت منظر بیشتر، سطح حلقه

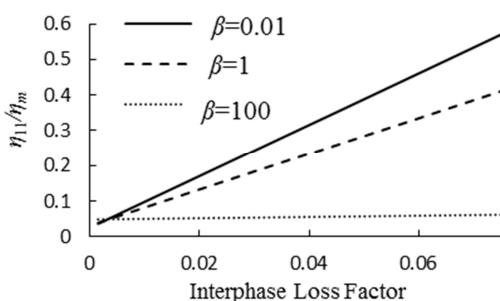


Fig. 11 Variation of long fiber-nanocomposite longitudinal loss factor with interphase loss factor ($e/d=0.5$, $s=100000$, $FVF=0.03$)

شکل 11 تغییرات فاکتور اتلاف طولی نرمال شده ی نانوکامپوزیت با الیاف بلند بر حسب فاکتور اتلاف فاز میانی ($e/d=0.5$, $s=100000$, $FVF=0.03$)

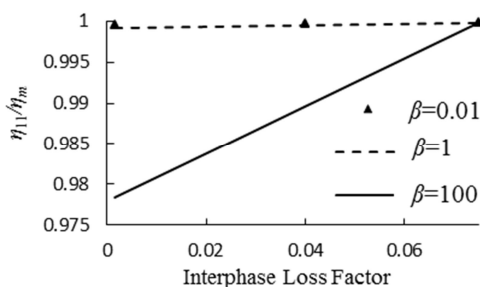


Fig. 12 Variation of short fiber nanocomposite longitudinal loss factor with interphase loss factor ($e/d=0.5$, $s=19$, $FVF=0.03$)

شکل 12 تغییرات فاکتور اتلاف طولی نرمال شده ی نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه بر حسب فاکتور اتلاف فاز میانی ($e/d=0.5$, $s=19$, $FVF=0.03$)

هر دو حالت افزایش می یابد، با این تفاوت که در الیاف کوتاه نرخ شیب نمودار افزایشی است اما در الیاف بلند این شیب ثابت می باشد. با توجه به شکل 5 می توان ملاحظه کرد که تغییرات خواص دینامیکی طولی در نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه با افزایش کسر حجمی در محدوده ی $0.01 < \beta < 1$ تقریباً یکسان است.

شکل 9 تغییرات مدول ذخیره برشی طولی و عرضی نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه ($s=19$) را بر حسب کسر حجمی الیاف نشان می دهد. با توجه به شکل 9 هر دو مدول برشی با افزایش کسر حجمی الیاف، افزایش می یابند با این تفاوت که شیب افزایش مدول ذخیره برشی طولی از عرضی بیشتر است. بدیهی است که هر دو مدول در کسر حجمی الیاف صفر، مقدار برابر دارند. شکل 10 فاکتور اتلاف برشی طولی و عرضی نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه ($s=19$) را بر حسب کسر حجمی الیاف نشان می دهد.

مشاهده می شود که با افزایش کسر حجمی الیاف، هر دو فاکتور اتلاف کاهش می یابد. هر دو فاکتور اتلاف در حالت بدون الیاف ($FVF=0$) برابرند، اما از آن جایی که فاکتور اتلاف طولی با شیب بیشتری کاهش می یابد، با افزایش کسر حجمی الیاف اختلاف آن ها بیشتر می شود.

شکل های 11 و 12 تغییرات فاکتور اتلاف طولی نرمال شده ی نانوکامپوزیت به ترتیب با الیاف بلند ($s=100000$) و کوتاه ($s=19$) را بر حسب فاکتور اتلاف فاز میانی در مقادیر متفاوت β نشان می دهد. در شکل های 11 و 12 کسر حجمی الیاف 0.03 و ضخامت مؤثر فاز میانی برابر 0.5 لحاظ گردیده است. محدوده فاکتور اتلاف فاز میانی از 0.0015 تا 0.075

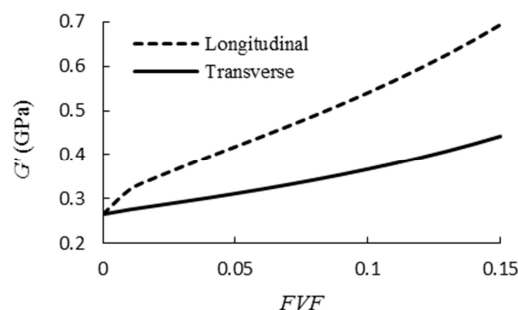


Fig. 9 Variation of short fiber-Nanocomposite longitudinal and transverse storage shear modulus with FVF ($\beta=100$, $e/d=0.5$, $s=19$)

شکل 9 تغییرات مدول ذخیره برشی طولی و عرضی نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه بر حسب کسر حجمی الیاف ($\beta=100$, $e/d=0.5$, $s=19$, $FVF=0.03$)

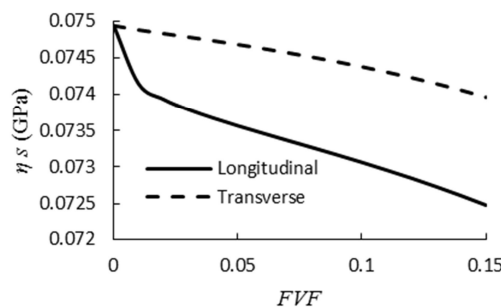


Fig. 10 Variation of short fiber-Nanocomposite longitudinal and transverse loss shear modulus with FVF ($\beta=100$, $e/d=0.5$, $s=19$)

شکل 10 تغییرات مدول اتلاف برشی طولی و عرضی نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه بر حسب کسر حجمی الیاف ($\beta=100$, $e/d=0.5$, $s=19$)

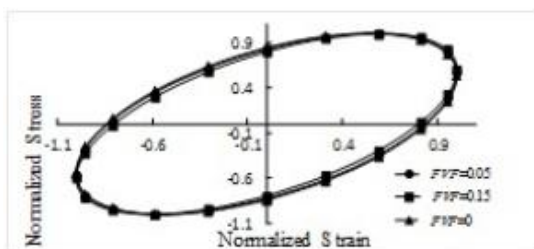


Fig. 16 Short fiber-nanocomposite hysteresis loop for various FVFs ($e/d=0.5$, $\beta=100$, $s=19$)

شکل 16 حلقه هیستریزس نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه در کسرهای حجمی متفاوت ($e/d=0.5$, $\beta=100$, $s=19$)

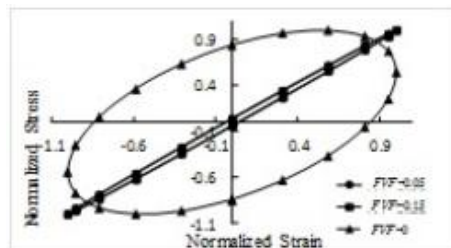


Fig. 17 Long fiber-nanocomposite hysteresis loop for various FVFs ($e/d=0.5$, $\beta=100$, $s=100000$)

شکل 17 حلقه هیستریزس نانوکامپوزیت با الیاف بلند در کسرهای حجمی متفاوت ($e/d=0.5$, $\beta=100$, $s=100000$)

8- نتیجه گیری

در پژوهش حاضر یک روش تحلیلی سه بعدی برای پیش بینی خواص دینامیکی نانوکامپوزیت های پلیمری ارائه شد. در این روش با استفاده از تئوری میکرومکانیکی سلول واحد ساده شده و اعمال اصل همخوانی الاستیک-ویسکوالاستیک بر آن، مدول ذخیره، مدول اتلاف، فاکتور اتلاف و حلقه هیستریزس نانوکامپوزیت های پلیمری استخراج گردید. پس از تایید اعتبار مدل ارائه شده با نتایج تجربی، اثر پارامترهایی نظیر کسر حجمی و نسبت منظر الیاف، فاکتور قدرت پیوند بین الیاف و زمینه، تعداد زیرسلول ها و فاکتور اتلاف فاز میانی بر خواص دینامیکی نانوکامپوزیت ها بررسی شد. همچنین با ارائه روش فوری و مدل شیپری خواص دینامیکی اجزاء نانوکامپوزیت در حوزه فرکانس استخراج شد. با توجه به نتایج بدست آمده، نتایج زیر قابل استنتاج است:

- با افزایش کسر حجمی الیاف، مدول ذخیره و مدول اتلاف نرمال و برشی نانوکامپوزیت افزایش و فاکتور اتلاف نرمال و برشی آن کاهش می یابند.
- در نانوکامپوزیت های الیاف کوتاه، در محدوده $0.01 < \beta < 1$ تغییرات خواص دینامیکی طولی بر حسب β اندک و در محدوده $1 < \beta < 100$ با افزایش β خواص دینامیکی کاهش می یابند.
- در نظر گرفتن شکل دایروی برای الیاف و فاز میانی (به جای مربعی) تغییر چندانی در فاکتورهای اتلاف ایجاد نمی کند، لذا فرض مربعی بون الیاف فرض قابل قبولی است.
- با افزایش ضخامت فاز میانی مدول ذخیره و اتلاف نانوکامپوزیت افزایش و فاکتور اتلاف نانوکامپوزیت کاهش می یابد.
- افزایش نسبت منظر و کسر حجمی الیاف باعث کوچک تر شدن حلقه هیستریزس نانوکامپوزیت و در نتیجه کم شده ظرفیت میرایی آن می شود.

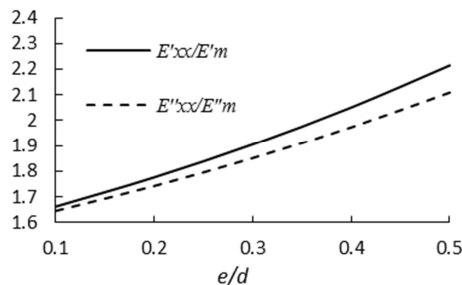


Fig. 13 Variation of short fiber-nanocomposite dynamic coefficients with interphase effective thickness ($s=19$, $\beta=100$, $FVF=0.03$)

شکل 13 تغییرات خواص دینامیکی نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه بر حسب ضخامت مؤثر فاز میانی ($s=19$, $\beta=100$, $FVF=0.03$)

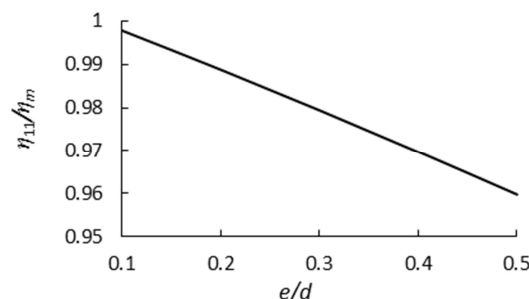


Fig. 14 Variation of short fiber-nanocomposite longitudinal loss factor with interphase effective thickness ($s=19$, $\beta=100$, $FVF=0.03$)

شکل 14 تغییرات فاکتور اتلاف طولی نرمال شده نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه بر حسب ضخامت مؤثر فاز میانی ($s=19$, $\beta=100$, $FVF=0.03$)

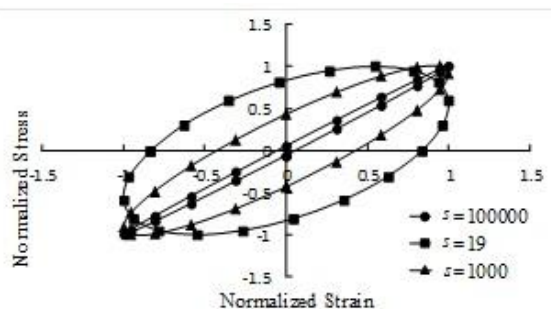


Fig. 15 Nanocomposite hysteresis loop for various aspect ratios ($e/d=0.5$, $\beta=100$, $FVF=0.03$)

شکل 15 حلقه هیستریزس نانوکامپوزیت در نسبت های منظر متفاوت ($e/d=0.5$, $\beta=100$, $FVF=0.03$)

هیستریزس که نشان دهنده ظرفیت میرایی می باشد، بیشتر است. به طوری که در نسبت منظر $s=100000$ سطح حلقه هیستریزس کاهش چشمگیری پیدا می کند.

شکل 16 نشان می دهد که نانوکامپوزیت با الیاف کوتاه نسبت به کسر حجمی الیاف حساسیت بسیار کمی بروز می دهد در نتیجه هر سه حلقه بسیار مشابه یکدیگرند. اما با توجه به شکل 17 این مطلب در مورد نانوکامپوزیت با الیاف بلند صادق نیست، به طوری که با افزایش کسر حجمی سطح حلقه هیستریزس کاهش قابل توجهی پیدا می کند. هر چند که اختلاف اندکی بین حلقه ها در حالت کسر حجمی الیاف 0.15 و 0.05 وجود دارد.

9- مراجع

- Vol. 47, No. 4, pp. 926-933, 2010.
- [26] G. D. Seidel, D. C. Lagoudas, Micromechanical analysis of the effective elastic properties of carbon nanotube reinforced composites, *Mechanics of Materials*, Vol. 38, No. 8-10, pp. 884-907, 2006.
 - [27] J. Aboudi, S. Arnold, B. Bednarczyk, *Micromechanics of composite materials, A generalized multiscale approach*, pp. 87-145, Amsterdam: Butterworth-Heinemann, 2013.
 - [28] Hashin, Z., and Shtrikman, S., A variational approach to the elastic behavior of multiphase minerals, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 11 No.2, pp.127-140, 1963.
 - [29] R. Hill, A self-consistent mechanics of composite materials, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 13, No. 4, pp. 213-222, 1965.
 - [30] T. Mori and K. Tanaka, Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions, *Acta Metallurgica*, Vol. 21, No. 5, pp. 571-574, 1973.
 - [31] R. L. Foye, An evaluation of various engineering estimates of the transverse properties of unidirectional composites, *Proceedings of the Tenth National SAMP E Symposium-Advanced Fibrous Reinforced composites*, San Diego, USA, November 9-11, 1966.
 - [32] J. Aboudi, Closed form constitutive equations for metal matrix composites, *International Journal of Engineering Science*, Vol. 25, No. 9, pp. 1229-1240, 1987.
 - [33] J. Aboudi, Micromechanical analysis of composites by the method of cells, *Applied Mechanics Reviews*, Vol. 42, No. 7, pp. 193-221, 1989.
 - [34] R. Haj-Ali, J. Aboudi, Nonlinear micromechanical formulation of the high fidelity generalized method of cells, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 46, No. 13, pp. 2577-2592, 2009.
 - [35] B. A. Bednarczyk, S. M. Arnold, Transverse tensile and creep modeling of continuously reinforced titanium composites with local debonding, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 39, No. 7, pp. 1987-2017, 2002.
 - [36] M. M. Aghdam, A. Dezhsetan, Micromechanics based analysis of randomly distributed fiber reinforced composites using simplified unit cell model, *Composite Structures*, Vol. 71, No. 3-4, pp. 327-332, 2005.
 - [37] M. M. Aghdam, D. J. Smith, M. J. Pavier, Finite Element Micromechanical Modelling of Yield and Collapse Behaviour of Metal Matrix Composites, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 48, No. 3, pp. 499-528, 2000.
 - [38] M. J. Mahmoodi, M. M. Aghdam, Shakeri, Micromechanical modeling of interface damage of metal matrix composites subjected to off-axis loading, *Materials & Design*, Vol. 31, No. 2, pp. 829-836, 2010.
 - [39] J. Aboudi, The effective moduli of short-fiber composites, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 19, No. 8, pp. 693-707, 1983.
 - [40] D. Gutierrez-Lemini, *Engineering Viscoelasticity*, pp. 53-92, New York: Springer Science+Business Media, 2014.
 - [41] S. Falahatgar, M. Salehi, M. Aghdam, Nonlinear viscoelastic response of unidirectional fiber-reinforced composites in off-axis loading, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 28, No. 15, pp. 1793-1811, 2008.
 - [42] M. J. Mahmoodi, M. K. Hassanzadeh-Aghdam, R. Ansari, Effects of interphase damage on the elastoviscoplastic behavior of general unidirectional metal matrix composites, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 3, pp. 95-105, 2015. (in Persian فارسی)
 - [43] R. Ansari, M. K. Hassanzadeh Aghdam, Micromechanics-based viscoelastic analysis of carbon nanotube-reinforced composites subjected to uniaxial and biaxial loading, *Composites Part B: Engineering*, Vol. 90, pp. 512-522, 2016.
 - [44] M. K. Hassanzadeh-Aghdam, M. J. Mahmoodi, R. Ansari, Interphase effects on the thermo-mechanical properties of three-phase composites, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, pp. 1-11, 2015.
 - [45] A. Darvizeh, R. Ansari Khalkhali, M. J. Mahmoodi, M. K. Hassanzadeh Aghdam, Investigation of interphase effect on the non-linear viscoelastic behavior of multiphase polymer composites, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 1, pp. 181-191, 2016. (in Persian فارسی)
 - [46] G. Odegard, T. Clancy, T. Gates, Modeling of the mechanical properties of nanoparticle/polymer composites, *Polymer*, Vol. 46, No. 2, pp. 553-562, 2005.
 - [47] S. Boutaleb, F. Zaïri, A. Mesbah, M. Naït-Abdelaziz, J. Gloaguen, T. Boukharouba, J. Lefebvre, Micromechanics-based modelling of stiffness and yield stress for silica/polymer nanocomposites, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 46, No. 7-8, pp. 1716-1726, 2009.
 - [48] R. Haj-Ali and A. Muliana, Numerical finite element formulation of the Schapery non-linear viscoelastic material model, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Vol. 59, No. 1, pp. 25-45, 2003.
 - [1] M. Yadollahpour, S. Ziaei-Rad, F. Karimzadeh, J. Eskandari-Jam, A numerical study on the damping capacity of metal matrix nanocomposites, *Simulation Modelling Practice and Theory*, Vol. 19, No. 1, pp. 337-349, 2011.
 - [2] R. Lin, C. Lu, Modeling of interfacial friction damping of carbon nanotube-based nanocomposites, *Mechanical Systems and Signal Processing*, Vol. 24, No. 8, pp. 2996-3012, 2010.
 - [3] M. Yadollahpour, J. Kadkhodapour, S. Ziaei-Rad, F. Karimzadeh, An experimental and numerical investigation on damping capacity of nanocomposite, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 507, No. 1-2, pp. 149-154, 2009.
 - [4] R. Schaller, Metal matrix composites, a smart choice for high damping materials, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 355, No. 1-2, pp. 131-135, 2003.
 - [5] A. Treviso, B. Van Genechten, D. Mundo, M. Tournour, Damping in composite materials: Properties and models, *Composites Part B: Engineering*, Vol. 78, No. 1, pp. 144-152, 2015.
 - [6] I. Finegan, G. G. Tibbetts, R. F. Gibson, Modeling and characterization of damping in carbon nanofiber/polypropylene composites, *Composites Science and Technology*, Vol. 63, No. 11, pp. 1629-1635, 2003.
 - [7] R. F. Gibson, *Principles of composite material mechanics*, pp. 399-491, New York: McGraw-Hill, 1994.
 - [8] Nelson D, Hancock J. Interfacial slip and damping in fibre reinforced composites, *Journal of Materials Science*, Vol.13, No.11, pp. 2429-2440, 1978.
 - [9] S. Doebling, C. Farrar, M. Prime, D. Shevitz, *Damage identification and health monitoring of structural and mechanical systems from changes in their vibration characteristics: A literature review*, Los Alamos, New Mexico, pp. 5-55, 1996.
 - [10] M. Kaliske, H. Rothert, Damping characterization of unidirectional fibre reinforced polymer composites, *Composites Engineering*, Vol. 5, No. 5, pp. 551-567, 1995.
 - [11] R. Patel, B. Bhattacharya, S. Basu, Effect of interphase properties on the damping response of polymer nano-composites, *Mechanics Research Communications*, Vol. 35, No. 1-2, pp. 115-125, 2008.
 - [12] C. T. Sun, J. K. Wu, R. F. Gibson, Prediction of material damping in randomly oriented short fiber polymer matrix composites, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 4, No. 3, pp. 262-272, 1985.
 - [13] C. T. Sun, S. K. Chaturvedi, R. F. Gibson, Internal damping of short-fiber reinforced polymer matrix composites, *Computers and Structures*, Vol. 20, No. 1-3, pp. 391-400, 1985.
 - [14] S. A. Suarez, R. F. Gibson, C. T. Sun, S. K. Chaturvedi, The influence of fiber length and fiber orientation on damping and stiffness of polymer composite materials, *Experimental Mechanics*, Vol. 26, No. 2, pp. 175-184, 1986.
 - [15] R. Lakes, *Viscoelastic Materials*, pp. 111-144, Cambridge University Press, New York, 2009.
 - [16] S. Neumark, *Concept of complex stiffness applied to problems of oscillations with viscous and hysteretic damping*, Aeronautical Research Council, London, pp. 1-36, 1962.
 - [17] Z. Hashin, Complex Moduli of Viscoelastic Composites-II. Fiber Reinforced Materials, *International Journal Solids and Structures*, Vol. 6, pp. 797-807, 1970.
 - [18] Z. Hashin, Complex moduli of viscoelastic composites--i. general theory and application to particulate composites, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 6, pp. 539-552, 1970.
 - [19] R. A. Schapery, *Viscoelastic behavior and analysis of composite materials*, in G. P. Sendeckyj (Ed.), *Composite Materials Vol. 2: Mechanics of Composite Materials*, pp. 85-168, New York: Academic Press, 1974.
 - [20] R. A. Schapery, Stress Analysis of Viscoelastic composite Materials, *Journal of Composite Materials*, Vol. 1, pp. 228-267, 1967.
 - [21] J. C. Halpin, S. W. Tsai, *Effect of environmental factors on composite materials*, AFML, Ohio, pp. 8-20, 1969.
 - [22] S. W. Tsai, *Structural behavior of composites materials*, NSA-CR-71, 1964.
 - [23] F. Deng, K. J. Van Vliet, Prediction of elastic properties for polymer-particle nanocomposites exhibiting an interphase, *Nanotechnology*, Vol. 22, No. 16, pp. 165703, 2011.
 - [24] H. Wan, F. Delale, L. Shen, Effect of CNT length and CNT-matrix interphase in carbon nanotube (CNT) reinforced composites, *Mechanics Research Communication*, Vol. 32, No. 5, pp. 481-489, 2005.
 - [25] P. Hernandez, F. Aviles, Modeling the influence of interphase on the elastic properties of carbon nanotube composites, *Computational Materials Science*,