مجله مهندسی مکانیک مدرس، آذر 1396، دوره 17، شماره 9، ص‌ص 319-326

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

تحلیل میکرومکانیکی اثرات افزودن نانوذرات سیلیکا بر رفتار الاستوپلاستیک نانوکامپوزیت‌های زمینه پلیمری با در نظر گرفتن فازمیانی

مهدی حسن‌زاده[1]، رضا انصاری خلخالی[2*]، محمدکاظم حسن‌زاده اقدم[3]

1- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مکانیک، دانشگاه گیلان، رشت

2- دانشیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه گیلان، رشت

3- دانشجوی دکتری، مهندسی مکانیک، دانشگاه گیلان، رشت

* رشت، صندوق پستی 3756، r_ansari@guilan.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 29 اردیبهشت 1396

پذیرش: 20 مرداد 1396

ارائه در سایت: 17 شهریور 1396

کلید واژگان:

نانوکامپوزیت

میکرومکانیک

نانوذرات سیلیکا

فاز میانی

الاستوپلاستیک

چکیده

در این پژوهش، یک مدل ساختاری الاستوپلاستیک به منظور بررسی اثرات افزودن نانوذرات سیلیکا بر منحنی‌های تنش-کرنش الاستیک-پلاستیک کامپوزیت‌های زمینه پلیمری ارایه می‌شود. مدول الاستیک نانوکامپوزیت با ترکیب مدل‌های میکرومکانیکی موری-تاناکا و اشلبی با در نظر گرفتن ناحیه‌ی فازمیانی ناشی از واکنش بین نانوذرات سیلیکا و زمینه پلیمری ارزیابی می‌شود. سپس، منحنی‌های تنش-کرنش الاستیک-پلاستیک نانوکامپوزیت با بکارگیری یک روش همگن‌سازی میانگین‌گیری شده روی حجم‌های گروهی پایه میکرومکانیکی استخراج می‌شود. جهت اثبات درستی مدل توسعه داده شده، پیش‌بینی‌ها با داده‌های آزمایشگاهی موجود مقایسه می‌شوند. اثرات درصد حجمی و قطر نانوذرات سیلیکا، ضخامت و نمای چسبندگی ناحیه فاز میانی بر منحنی‌های تنش-کرنش الاستیک-پلاستیک کامپوزیت‌های زمینه پلیمری به طور گسترده‌ای مورد بررسی قرار می‌گیرد. با در نظر گرفتن اثرات فازمیانی رفتار الاستوپلاستیک سخت‌تر مشاهده می‌شود. نتایج مدل‌سازی میکرومکانیکی به وضوح نشان می‌دهد که استحکام نانوکامپوزیت زمینه پلیمری تقویت شده با نانوذرات سیلیکا با (1) افزایش درصد حجمی نانوذرات، (2) کاهش قطر نانوذرات، (3) افزایش ضخامت فازمیانی و (4) کاهش نمای چسبندگی فازمیانی بهبود می‌یابد. در نهایت، منحنی‌های تنش-کرنش الاستیک-پلاستیک کامپوزیت‌های زمینه پلیمری تقویت شده با نانوذرات سیلیکا تحت بارگذاری دو محوری به دست خواهد آمد.

Micromechanical analysis of the effects of adding silica nanoparticles on the elastoplastic behavior of polymeric nanocomposites considering interphase

Mahdi Hasanzadeh, Reza Ansari Khalkhali*, Mohammad Kazem Hassanzadeh-Aghdam

Department of Mechanical Engineering, Guilan University, Rasht, Iran
* P.O.B. 3756 Rasht, Iran, r_ansari@guilan.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 19 May 2017
Accepted 11 August 2017
Available Online 08 September 2017

Keywords:
Nanocomposite
Micromechanics
Silica nanoparticle
Interphase
Elastoplastic

ABSTRACT

In this work, an elastoplastic constitutive model is planned to analyze the effects of adding silica nanoparticles on the overall elastic-plastic stress-strain curves of the polymer matrix nanocomposites. The elastic modulus of the nanocomposites is evaluated by combination of the Mori-Tanaka and Eshelby micromechanical models considering interphase region formed due to the interaction between silica nanoparticles and the polymer matrix. Then, the elastic-plastic stress-strain curves of nanocomposites are extracted by employing a micromechanics-based ensemble-volume averaged homogenization procedure. To prove the validity of the developed method, the predictions are compared to the experimental data existing in the literature. The effects of volume fraction and diameter of silica nanoparticles, thickness and adhesion exponent of the interphase on the polymeric nanocomposite elastic-plastic stress-strain curves are extensively examined. Stiffer elastoplastic behavior is found in the presence of interphase region. The results clearly indicate that the strengthening of the silica nanoparticle-reinforced polymer nanocomposites is improved with (1) increasing nanoparticle volume fraction, (2), decreasing the nanoparticle diameter, (3) increasing the interphase thickness and (4) decreasing the interphase adhesion exponent. Finally, the elastic-plastic stress-strain curves of silica nanoparticle/polymer nanocomposites under biaxial loading are achieved.

1- مقدمه

با پیشرفت روزافزون تکنولوژی ساخت و تولید در سال‌های اخیر، تولید نانو کامپوزیت‌ها با خواص منحصر به فرد و کاربردهای خاص مهندسی رو به افزایش است [2,1]. نانو کامپوزیت‌ها به سبب خارق‌العاده‌ای که می‌توانند دارا باشند نظیر سفتی بالا، استحکام بالا و وزن پایین، گزینه مطلوبی برای استفاده در مصارف مهندسی در صنایع پیشرفته هستند [1-4]. این خواص ناشی از فاز تقویتی است که در مقیاس نانو استفاده می‌شود. استفاده کردن از این نانو پرکننده ها در کامپوزیت‌ها سبب بهبود خواص مکانیکی آنها می‌شود. نتایج بسیاری از مطالعات پیشین حاکی از آن است که استفاده از نانوذرات و نانورشته‌ها سبب افزایش سفتی و استحکام کامپوزیت‌های پلیمری می‌شوند

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

M. Hasanzadeh, R. Ansari Khalkhali, M. K. Hassanzadeh-Aghdam, Micromechanical analysis of the effects of adding silica nanoparticles on the elastoplastic behavior of polymeric nanocomposites considering interphase, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 9, pp. 319-326, 2017 (in Persian)

[5,4]. در مقایسه با میکرو پرکننده‌ها، در یک درصد حجمی مشخص نانو پرکننده‌ها نسبت سطح تماس (با زمینه پلیمری) به حجم بسیار بالاتری را در مواد کامپوزیتی به خود اختصاص می‌دهند. در نتیجه واکنش‌پذیری بین دو فاز تقویت و زمینه به میزان قابل توجهی افزایش می‌یابد. این امر موجب می‌شود که خواص پلیمر در نزدیکی نانوذرات نسبت به سایر نقاط متفاوت باشد. این ناحیه به عنوان فازمیانی بین نانوذرات و زمینه با ضخامت معین و خواص بهتر از زمینه شناخته می‌شود (شکل 1) [7,6]. مطالعات بسیار در زمینه پیش‌بینی رفتار مکانیکی نانوکامپوزیت‌ها انجام گرفته است. به محض اینکه نانو کامپوزیت بیش از میزان تنش تسلیم تحت بارگذاری قرار گیرد پاسخ الاستوپلاستیک آن را می‌توان مشاهده و مورد بررسی قرار داد. استفاده از فاز تقویت در مقیاس نانو همچنان که سبب افزایش استحکام الاستیک ماده می‌شود در ناحیه پلاستیک هم خواص ماده را بهبود می‌بخشد [8].

در راستای پیش‌بینی رفتار نانو کامپوزیت‌ها مطالعاتی بر پایه شبیه‌سازی دینامیک مولکولی [10,9] و مدل‌های میکرومکانیکی [12,11] انجام گرفته است. استفاده از روش‌های شبیه‌سازی دینامیک مولکولی پیچیده و نیازمند صرف زمان بیشتری هستند. اما از سوی دیگر روش‌های میکرومکانیکی کارایی و دقت لازم را برای پیش‌بینی رفتار نانوکامپوزت‌ها دارا می‌باشند [13,11]. مدل‌های میکرومکانیکی این قابلیت را دارند که خواص ماکروسکوپیک کامپوزیت را به وسیله خواص اجزای تشکیل‌دهنده آن به دست آورند. لذا خواص نهایی کامپوزیت برحسب ریزساختارها شامل فاز تقویت، زمینه و فاز میانی، درصد حجمی هر فاز و برهمکنش میان آنها که وابسته به هندسه آن‌هاست تعیین می‌شود. مطالعات اخیر حاکی از آن است که فاز میانی [14,12] و نحوه توزیع فاز تقویت [15,14] در زمینه پلیمری تاثیر به سزایی بر رفتار نانوکامپوزیت ها دارند.

لی و همکاران [16] مدلی را ارائه کردند که تاثیرات اندازه نانوذرات و همچنین چسبندگی میان نانوذرات و زمینه را مورد بررسی قرار می‌دهد. کولومبینی و همکاران [17] یک روش خودسازگار را برای تحلیل اثرات سطح مشترک شامل ناحیه فاز میانی توسعه دادند و یک مدل سلول واحد سه فازی جهت بررسی اثرات ابعاد و سفتی ذرات را فرمول‌بندی کردند. ارزیابی‌های آن‌ها منتج به این واقعیت شد که ذرات کوچک‌تر و سخت‌تر منجر به خواص مکانیکی بهتری در کامپوزیت‌ها می‌شوند. سان و همکاران [18] سفتی موثر نانوکامپوزیت را با به‌کارگیری روشی میکرومکانیکی به‌دست آوردند و نتایج را با نتایج حاصل از روش المان محدود مقایسه کردند. علاوه بر این‌ها، مطالعات متعددی با اتخاذ روش شبیه‌سازی دینامیک مولکولی درصدد تحلیل نانوکامپوزیت‌ها برآمدند. یانگ و همکاران [19] روش پل‌زنی را برای کامپوزیت‌های با فاز تقویت نانوذرات معرفی کردند و آن را در مقایسه با شبیه‌سازی دینامیکی اعتبارسنجی کردند.

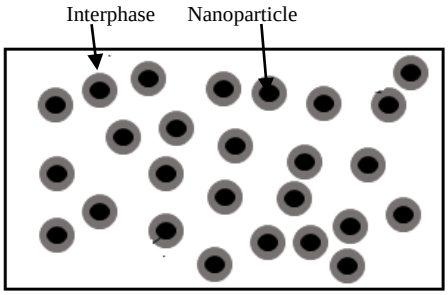

Fig. 1 Polymer nanocomposite containing nanoparticles

شکل 1 نانوکامپوزیت پلیمری حاوی نانوذرات

طبق بررسی ادبیات پیشین مطالعه‌ای در خصوص مدل‌سازی رفتار الاستوپلاستیک نانوکامپوزیت‌های زمینه پلیمری تقویت شده با نانوذرات سیلیکا با در نظر گرفتن اثرات فازمیانی ناشی از برهمکنش بین نانوذرات و پلیمر انجام نشده است. در این پژوهش با به‌کارگیری مدل میکرومکانیکی اثرات افزودن نانو ذرات سیلیکا بر خواص الاستو-پلاستیک نانوکامپوزیت‌های زمینه پلیمری مورد بررسی قرار می‌گیرد. با توجه به تاثیرات قابل ملاحظه‌ی فاز میانی بر رفتار نانوکامپوزیت‌ها، خواص فاز میانی را با بست یک روش تحلیلی و با استفاده خواص اجزای تشکیل دهنده یعنی نانوذرات و زمینه به‌دست آورده و با کمک مدل موری-تاناکا به‌عنوان یک فاز مجزا در محاسبات لحاظ می‌گردد. در ادامه، علاوه بر بررسی تاثیرات فازمیانی، تاثیرات پارامترهای مختلفی چون ضخامت فازمیانی، ضریب چسبندگی فازمیانی و همچنین تغییرات درصد حجمی نانوذرات و ابعاد هندسی آن‌ها بر رفتار الاستو-پلاستیک نانوکامپوزیت‌ها مورد مطالعه قرار می‌گیرد. همچنین، منحنی‌های تنش-کرنش الاستیک-پلاستیک کامپوزیت‌های زمینه پلیمری تقویت شده با نانوذرات سیلیکا تحت بارگذاری دو محوری به‌دست خواهد آمد.

2- خواص مکانیکی فازمیانی

به‌منظور محاسبه خواص الاستیک فازمیانی مدل‌های متعددی در مطالعات پیشین ارائه شده است. در مطالعه حاضر براساس تحقیقات چوشای و همکاران [20] روندی برای پیش‌بینی خواص مکانیکی فازمیانی ارائه شده که به شرح زیر می‌باشد:

$$[C^i]|_r = [C^p]\left(\frac{r_i}{r}\right) + \left[\left(\frac{r_i - r}{r_i - r_n}\right)\right]^{\eta}\left[[C^n] - [C^p]\left(\frac{r_i}{r_n}\right)\right] \quad (1)$$

که در آن C^n و C^p به‌ترتیب تانسور سفتی نانوذرات و زمینه پلیمری می‌باشند، r_i و r_n شعاع فازمیانی و نانوذرات می‌باشند. r فاصله دلخواه بین نانوذره و زمینه می‌باشد. همچنین η توان چسبندگی می‌باشد که کیفیت چسبندگی میان نانوذرات و پلیمر اطراف آن را کنترل می‌کند. مقدار توان چسبندگی به پارامترهایی چون ناحیه سطح تقویت در سطح مشترک دو فاز، چگالی فاز تقویت، استحکام فازمیانی، ضخامت فازمیانی و همچنین استحکام زمینه بستگی دارد. براساس این پارامترها توان چسبندگی به‌وسیله تست کششی که توسط مدل‌های کلی-تایسون و یا پوکانزکی [21] ارائه شده، به‌دست می‌آید.

خواص مکانیکی فازمیانی ممکن است در جهت شعاعی متفاوت باشد. لذا با حفظ جامعیت می‌توان در نظر گرفت که میانگین خواص در راستای شعاعی به عنوان خواص ثابت و همگن در محاسبات مورد استفاده قرار گیرد:

$$[C^i] = \frac{1}{r_i - r_n}\int_{r_n}^{r_i}[C^i]|_r\, dr \quad (2)$$

در این رابطه C^i تانسور سفتی الاستیک فازمیانی می‌باشد. انجام تحلیل‌های الاستو-پلاستیک نیازمند فراهم‌سازی خواص مکانیکی اجزای تشکیل‌دهنده و درنهایت مشخص ساختن خواص الاستیک نانوکامپوزیت می‌باشد. با به‌دست آوردن خواص مکانیکی فازمیانی و داشتن خواص الاستیک هر کدام از فازها و با استفاده از تحلیل میکرومکانیکی بر پایه مدل موری-تاناکا خواص مکانیکی نانوکامپوزیت به‌دست می‌آید. سپس با بهره‌گیری از روش همگن‌سازی گروه حجمی میانگین به پیش‌بینی رفتار الاستو-پلاستیک نانوکامپوزیت پرداخته می‌شود.

3- معادلات میکرومکانیکی حاکم

براساس مطالعات جو و همکاران [23,22] یک روش میکرومکانیکی برای نانوکامپوزیت‌های زمینه پلیمری شامل نانوذرات توزیع شده به‌صورت یکنواخت ارائه شده که در ادامه مورد استفاده قرار می‌گیرد. هنگامی که کامپوزیت تحت تغییر شکل کوچک قرار بگیرد کرنش کلی ماکروسکوپیک $\bar{\epsilon}$ به‌صورت زیر نوشته می‌شود [24,22].

$$\bar{\epsilon} = \bar{\epsilon}_e + \bar{\epsilon}_p \tag{3}$$

که در آن $\bar{\epsilon}_e$ و $\bar{\epsilon}_p$ مبین کرنش کلی الاستیک و پلاستیک می‌باشند. رابطه تنش و کرنش الاستیک به صورت زیر نوشته می‌شود [27-25,23]:

$$\bar{\sigma} = C_* : \epsilon_e \tag{4}$$

که C_* تانسور سفتی کامپوزیت بوده و با رابطه زیر به‌دست می‌آید:[31-28,25]

$$C_* = C_0 \cdot \{I + B \cdot (I - S \cdot B)^{-1}\} \tag{5}$$

که در آن

$$B = \varphi\{S + (C_1 - C_0)^{-1} \cdot C_0\}^{-1} \tag{6}$$

اندیس 0 و 1 هر کدام نشان‌دهنده بخش زمینه و بخش تقویت می‌باشند. همان‌طور که پیش از این اشاره شده فاز 0 و 1 در دو مرحله متقاوت از به‌دست آوردن خواص نانوکامپوزیت بین نانوذرات- فازمیانی و فاز تقویت- زمینه تغییر می‌کند. C_x تانسور سفتی فاز x، φ درصد حجمی نانوذرات و I مشخص کننده تانسور واحد مرتبه چهار می‌باشد [35-32]. تانسور اشلبی حجم-میانگین برای یک المان ناهمگن (S) به‌وسیله روش گروه حجم- میانگین به‌صورت زیر به‌دست می‌آید.

$$S_{ijkl} = \psi_1 \delta_{ij}\delta_{kl} + \psi_2(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}) \tag{7}$$

که δ_{ij} نشان‌دهنده‌ی دلتای کرانکر بوده و

$$\psi_1 = -\frac{21}{5}\Lambda_1 - \Lambda_2 + \Lambda_3$$

$$\psi_2 = \frac{1}{2}\left(\frac{63}{5}\Lambda_1 + 3\Lambda_2 + 1\right) \tag{8}$$

و $\Lambda_i (i = 1,2,3)$ به صورت زیر محاسبه می‌شود [36,37] :

$$\Lambda_1 = \frac{2\Gamma(4 - 5v_0)}{3\eta_{11}}$$

$$\Lambda_2 = \frac{\eta_{12}}{3\eta_{11}}$$

$$\Lambda_3 = \frac{(1 - 2v_1) * 2}{3[\Gamma(1 + v_1) + 2(1 - 2v_1)]} \tag{9}$$

که در آن:

$$\eta_{11} = -2\Gamma^2(7 + 5v_1)(4 - 5v_0) - 273\Gamma + 315v_0\Gamma + 285v_1\Gamma - 375v_0v_1\Gamma - 28(7 - 10v_1) + 20v_0(7 - 10v_1)$$

$$\eta_{12} = 4(7 - 10v_1)(7 - 5v_0) + 7\Gamma(7 - 5v_0) + 35v_1\Gamma - 25v_0v_1\Gamma, \qquad \Gamma = \frac{\mu_1}{\mu_0} \tag{10}$$

که v_0 و v_1 ضریب پواسیون فاز زمینه و تقویت می‌باشند. همچنین μ_1 مدول برشی نانوپرکننده و μ_0 مدول برشی زمینه می‌باشد.

4- معادلات الاستوپلاستیک

در این پژوهش برای تحلیل الاستوپلاستیک از معیار تسلیم فون-مایزز و یک قانون سخت‌شوندگی ایزوتروپ استفاده شده است. تنش σ و کرنش پلاستیک معادل $\bar{\epsilon}^*$ باید شرط تسلیم زیر را در هر نقطه‌ای ارضا کند [39,38].

$$\bar{F} = \sqrt{\langle H\rangle_m(x)} - K(\bar{e}^p) \le 0 \tag{11}$$

که در آن $K(\bar{e}^p)$ تابع سخت‌شوندگی ایزوتروپ زمینه است. $\langle H\rangle_m(x)$ نشان‌دهنده‌ی گروه میانگین $H(x|\Omega)$ در تمامی نقاط ممکن زمینه می‌باشد [40]

$$\langle H\rangle_m(x) = H^0 + \int \{H(x|\Omega) - H^0\} P(\Omega) d\Omega \tag{12}$$

که $H^0 = \sigma^0 : I_d : \sigma^0$ ، $H(x|\Omega) = \sigma(x|\Omega) : I_d : \sigma(x|\Omega)$ ، I_d قسمت انحراف تانسور واحد مرتبه چهارم (I) می‌باشد. $P(\Omega)$ مشخص‌کننده تابع احتمال چگالی می‌باشد. جزئیات بیشتر را می‌توان در تحقیقات ژو و همکاران [41-39] و لی و همکاران [42] یافت. پس انجام محاسبات طولانی گروه – میانگین $\langle H\rangle_m$ به صورت زیر نوشته می‌شود [41-39].

$$\langle H\rangle_m(x) = \sigma^0 : T : \sigma^0 \tag{13}$$

که σ^0 تنش میدان دور و اجزا تانسور مرتبه چهار T به صورت زیر تعیین می‌شود

$$T_{ijkl} = T_1\delta_{ij}\delta_{kl} + T_2(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}) \tag{14}$$

که در آن

$$T_1 = -\frac{1}{3} + \frac{\varphi}{5}[24\mu_0^2\{45\gamma_3^2\chi_1^2 + 60\gamma_3^2\chi_1\chi_2 - 4\chi_2^2(\chi_3 - 5\chi_3^2)\}]$$
$$T_2 = \frac{1}{2} + \frac{\varphi}{5}(144\mu_0^2\chi_2^2\chi_3) \tag{15}$$

و γ_3 ، γ_2 ، γ_1 به صورت زیر تعیین می‌شوند:

$$\gamma_1 = -\frac{\Gamma\{5\Gamma(7 + 5v_1) - 20(10v_1 - 7)\}}{6\eta_{11}}$$
$$\gamma_2 = -\frac{\Gamma[3\Gamma(7 + 5v_1) - 12(10v_1 - 7)]}{3\eta_{11}}$$
$$\gamma_3 = \frac{\Gamma(1 + v_1)}{3\{2(1 - 2v_1) + \Gamma(1 + v_1)\}} \tag{16}$$

همچنین χ_3 ، χ_2 ، χ_1 به صورت زیر مشخص می‌شود

$$\chi_1 = \frac{\mu_0 - \mu_1}{6\mu_0\{\mu_0 + 2(\mu_1 - \mu_0)\psi_2\}} - \frac{k_0 - k_1}{9k_0\{k_0(3\psi_1 + 2\psi_2 - 1) - 2k_1(3\psi_1 + 2\psi_2)\}}$$

$$\chi_2 = \frac{\mu_0 - \mu_1}{4\mu_0\{\mu_0(2\psi_2 - 1) - 2\mu_1\psi_2\}}$$

$$\chi_3 = 40\gamma_1^2 - 36\gamma_1\gamma_2 + 15\gamma_2^2 + 4\gamma_1^2 v_0(7v_0 - 10) \tag{17}$$

رابطه میان تنش میدان دور σ^0 و تنش ماکروسکوپی $\bar{\sigma}$ به‌صورت زیر است [43].

$$\sigma^0 = P : \bar{\sigma} \tag{18}$$

که اجزای P به صورت زیر تعیین می‌شود.

$$P_{ijkl} = P_1\delta_{ij}\delta_{kl} + P_2(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk})$$
$$P_1 = \frac{\varphi\{\beta\psi_1 + \alpha(1 - 2\psi_2)\}}{(\varphi + 2\beta - 2\varphi\psi_2)(\varphi + 3\alpha + 2\beta - 3\varphi\psi_1 - 2\varphi\psi_2)}$$

$$P_2 = \frac{\beta}{\varphi + 2\beta - 2\varphi\psi_2} \tag{19}$$

که α و β در آن‌ها به‌صورت زیر تعیین می‌شود.

$$\alpha = \frac{1}{3}\left(\frac{k_0}{k_1 - k_0} - \frac{\mu_0}{\mu_1 - \mu_0} + 3\psi_1\right) \tag{20}$$

$$\beta = \frac{1}{2}\left(\frac{\mu_0}{\mu_1 - \mu_0} + 2\psi_2\right) \tag{21}$$

که k مدول حجمی می‌باشد. با ترکیب معادلات (13) و (18)، می‌توان نوشت [44]

$$\langle H\rangle_m(x) = \bar{\sigma}^0 : \bar{T} : \bar{\sigma}^0 \tag{22}$$

$$\bar{T} \equiv P^T . T . P \tag{23}$$

که

$$\begin{aligned} \bar{T}_{ijkl} &= \bar{T}_1\delta_{ij}\delta_{kl} + \bar{T}_2\left(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}\right) \\ \bar{T}_1 &= (3P_1 + 2P_2)^2 T_1 + 2P_1(3P_1 + 4P_2)T_2 \\ \bar{T}_2 &= 4P_2^2 T_2 \end{aligned} \tag{24}$$

بنابراین نرم تنش جاری گروه- میانگین احتمالی برای هر نقطه از نانوکامپوزیت را می‌توان به‌صورت زیر مشخص نمود [46,45,40].

$$\sqrt{\langle H\rangle(x)} = (1-\varphi)\sqrt{\bar{\sigma} : \bar{T} : \bar{\sigma}} \tag{25}$$

و طبق معادله (11) تابع تسلیم کلی موثر برای نانوکامپوزیت به‌وسیله معادله زیر تعیین می‌شود.

$$\bar{F} = (1-\varphi)\sqrt{\bar{\sigma} : \bar{T} : \bar{\sigma}} - K(\bar{e}^P) \tag{26}$$

که در آن تابع سخت شوندگی ایزوتروپ به صورت زیر بیان می‌شود [47,40].

$$K(\bar{e}^P) = \sqrt{\frac{2}{3}}\left\{\sigma_y + h(\bar{e}^P)^q\right\} \tag{27}$$

σ_y نشان‌دهنده تنش تسلیم و h و q مبین پارامترهای ایزوتروپ خطی و توانی می‌باشند. با استفاده از دو معادله اخیر برای بارگذاری عرضی تک محوره معادلات زیر حاصل می‌شود [47].

$$\bar{F}(\bar{\sigma}_{11}, \bar{e}^P) = (1-\varphi)\sqrt{(\bar{T}_1 + 2\bar{T}_2)}\bar{\sigma}_{11} - \sqrt{\frac{2}{3}}\left\{\sigma_y + h(\bar{e}^P)^q\right\} \tag{28}$$

بنابراین کرنش ماکروسکوپیک نموی پلاستیک برابر خواهد بود با

$$\Delta\bar{\epsilon}^P = (1-\varphi)\frac{\Delta\lambda}{\sqrt{(\bar{T}_1 + 2\bar{T}_2)}}\begin{bmatrix}\bar{T}_1 + 2\bar{T}_2 & 0 \\ 0 & \bar{T}_1\end{bmatrix} \tag{29}$$

همچنین کرنش معادل نموی پلاستیک به صورت زیر نوشته می‌شود [47]

$$\Delta\bar{e}^P = \sqrt{\frac{2}{3}}(1-\varphi)\Delta\lambda \tag{30}$$

علاوه بر این‌ها کرنش ماکروسکوپیک نموی الاستیک به شرح زیر محاسبه می‌شود

$$\Delta\bar{\epsilon}^e = \begin{bmatrix}E_A{}^* - E_T{}^* v_A{}^{*2} & 0 \\ 0 & -E_A{}^* v_T{}^* - E_T{}^* v_A{}^{*2}\end{bmatrix}\frac{\Delta\bar{\sigma}_{11}}{E_T{}^* E_A{}^*} \tag{31}$$

در این رابطه E^* و v^* به ترتیب مدول الاستیک و نسبت پوآسون می‌باشد. همچنین A و T به‌ترتیب جهات طولی و عرضی را مشخص می‌کند. درنهایت رابطه تنش کرنش کلی به‌صورت زیر حاصل می‌شود [47].

$$\bar{\epsilon} = \begin{bmatrix}E_A^* - E_T^* v_A^{*2} & 0 \\ 0 & -E_A^* v_T^* - E_T^* v_A^{*2}\end{bmatrix}\frac{\bar{\sigma}_{11}}{E_T^* E_A^*} + (1-\varphi)\frac{\lambda}{\sqrt{(\bar{T}_1 + 2\bar{T}_2)}}\begin{bmatrix}\bar{T}_1 + 2\bar{T}_2 & 0 \\ 0 & \bar{T}_1\end{bmatrix} \tag{32}$$

که در آن

$$\lambda = \frac{1}{\sqrt{\frac{2}{3}}(1-\varphi)}\left[\frac{(1-\varphi)\sqrt{\frac{3}{2}(\bar{T}_1 + 2\bar{T}_2)}\bar{\sigma}_{11} - \sigma_y}{h}\right]^{\frac{1}{q}} \tag{33}$$

این معادلات در صورت بارگذاری دو محوره با تغیراتی به صورت زیر نوشته خواهند شد. تابع موثر تسلیم تحت بارگذاری دو محوره به صورت زیر نوشته می‌شود [47].

$$\bar{F} = (1-\varphi)\Phi(R)\bar{\sigma}_{11} - \sqrt{\frac{2}{3}}\left\{\sigma_y + h(\bar{e}^P)^q\right\}$$

$$R = \frac{\bar{\sigma}_{11}}{\bar{\sigma}_{22}} \tag{34}$$

که R نسبت تنش و $\Phi(R)$ به‌صورت زیر تعریف می‌شود.

$$\Phi(R) = \sqrt{\bar{T}_1(1+R)^2 + 2\bar{T}_2(1+R^2)} \tag{35}$$

کرنش ماکروسکوپیک نموی پلاستیک به شرح زیر محاسبه می‌شود.

$$\Delta\bar{\epsilon}^P = (1-\varphi)\frac{\Delta\lambda}{\Phi(R)} \times \begin{bmatrix}(1+R)\bar{T}_1 + 2\bar{T}_2 & 0 \\ 0 & (1+R)\bar{T}_1 + 2R\bar{T}_2\end{bmatrix} \tag{36}$$

همچنین کرنش معادل نموی پلاستیک به صورت زیر نوشته می‌شود.

$$\Delta\bar{e}^P = \sqrt{\frac{2}{3}}(1-\varphi)\Delta\lambda \tag{37}$$

کرنش ماکروسکوپیک نموی الاستیک به شرح زیر محاسبه می‌شود [47].

$$\Delta\bar{\epsilon}^e = \begin{bmatrix}E_A^*(1-v_T^*) - E_T^* v_A^{*2}(1+R) & 0 \\ 0 & (R - v_T^*)E_A^* - (1+R)E_T^* v_A^{*2}\end{bmatrix} \times \frac{\Delta\bar{\sigma}_{11}}{E_T^* E_A^*} \tag{38}$$

و در نهایت رابطه تنش کرنش کلی در بارگذاری دو محوری به‌صورت زیر حاصل می‌شود.

$$\bar{\epsilon} = \begin{bmatrix}E_A^*(1-v_T^*) - E_T^* v_A^{*2}(1+R) & 0 \\ 0 & (R - v_T^*)E_A^* - (1+R)E_T^* v_A^{*2}\end{bmatrix} \times \frac{\Delta\bar{\sigma}_{11}}{E_T^* E_A^*} + (1-\varphi)\frac{\lambda}{\Phi(R)} \times \begin{bmatrix}(1+R)\bar{T}_1 + 2\bar{T}_2 & 0 \\ 0 & (1+R)\bar{T}_1 + 2R\bar{T}_2\end{bmatrix} \tag{39}$$

که در آن

$$\lambda = \frac{1}{\sqrt{\frac{2}{3}}(1-\varphi)}\left\{\frac{(1-\varphi)\sqrt{\frac{3}{2}}\Phi(R)\bar{\sigma}_{11} - \sigma_y}{h}\right\}^{1/q} \tag{40}$$

5- نوع مواد

ماده استفاده شده برای زمینه در محاسبات پلی‌آمید می‌باشد که خواص الاستیک آن در جدول 1 آورده شده است. همچنین تنش تسلیم اولیه آن 80مگاپاسکال و سخت‌شوندگی خطی h=280 مگاپاسکال و سخت شوندگی توانی q=0.6 می‌باشد [49,48,6]. از نانوذرات سیلیکا برای فاز تقویت استفاده شده که خواص آن نیز در جدول 1 آورده شده است. مشخصات هندسی در نظر گرفته شده برای نانو ذرات سیلیکا عبارت است از قطر 20 نانومتر و ضخامت فاز میانی 10 نانومتر و درصد حجمی نانوذرات به‌صورت پیش فرض برابر 5% می‌باشد [49,48].

6- نتایج و بحث

ابتدا مقایسه‌ای بین پیش‌بینی تئوری و نتایج تجربی به منظور ارزیابی قابلیت و صحت مدل پیشنهادی آورده شده است. مدول الاستیک و ضریب پواسون زمینه و نانوذرات سیلیکا برای اعتبارسنجی به ترتیب برابر $E_m =$ 3.77 GPa و $v_m = 0.342$ و $E_p = 73$ GPa و $v_p = 0.17$ می‌باشد [50]. نتایج مدل حاضر با حضور فازمیانی در "شکل 2" ارائه شده است.

به‌طور کلی میان نتایج به‌دست آمده از رویکرد میکرومکانیکی و نتایج آزمایشگاهی [50] هماهنگی قابل قبولی ملاحظه می‌شود. لذا مدل میکرومکانیکی ارائه شده تخمین قابل قبولی از رابطه تنش-کرنش برای نانوکامپوزیت‌ها را در دسترس قرار می‌دهد.

اثرات ناحیه فازمیانی بر رفتار الاستوپلاستیک نانوکامپوزیت زمینه پلیمری حاوی نانوذرات سیلیکا در "شکل 3" نشان داده می‌شود. نتایج مدل‌سازی نشان می‌دهد که فازمیانی ناشی از برهمکنش بین نانوذرات و زمینه پلیمری بر رفتار الاستو-پلاستیک نانوکامپوزیت به‌طور چشم گیری تاثیرگذار است. خواص مکانیکی نظیر مدول الاستیک و استحکام نانوکامپوزیت با در نظر گرفتن فازمیانی افزایش می‌یابد. دلیل این رفتار آن است که خواص مکانیکی فازمیانی در قیاس با پلیمر بهتر می‌باشد. مدول الاستیک و تنش تسلیم برای نانوکامپوزیت بدون فازمیانی به ترتیب حدود 5.1 گیگاپاسکال و 85.2 مگاپاسکال می‌باشد. در حالی که مدول الاستیک و تنش تسلیم برای نانوکامپوزیت با فازمیانی به ترتیب حدود 5.8 گیگاپاسکال و 105 مگاپاسکال می‌باشد. بنابراین، به ترتیب حدود 13.7% و 23.2% افزایش در مدول الاستیک و تنش تسلیم در نانوکامپوزیت با وجود فازمیانی حاصل می‌شود. همچنین ذکر این نکته لازم است که روند افزایش در مدول الاستیک نانوکامپوزیت‌های زمینه پلیمری با درنظر گرفتن فازمیانی در مدل‌سازی در مراجع [48,14,10] دیده شده است.

در "شکل 4" به بررسی تاثیر تغییرات درصد حجمی نانوذرات بر منحنی‌های تنش-کرنش نانوکامپوزیت پرداخته می‌شود. سه مقدار متفاوت ٪3 و ٪6 و ٪9 را برای انجام تحلیل‌ها در حضور و عدم حضور فازمیانی انتخاب می‌شود. بهبود خواص مکانیکی نانوکامپوزیت با افزایش میزان درصد حجمی نانوذرات مشاهده می‌شود. از طرفی همان‌طور که از نتایج "شکل 4" مشخص است تاثیرات درصد حجمی نانوذرات سیلیکا بر منحنی تنش-کرنش الاستوپلاستیک در حضور فازمیانی به مراتب بیشتر از زمانی است که فازمیانی

جدول 1 خواص اجزای نانوکامپوزیت [6,48]

Table 1 Material properties of the constituents of nanocomposite [6,48]

ماده	پلی آمید	سیلیکا
مدول یانگ (گیگا پاسکال)	4.2	88.7
ضریب پواسون	0.4	0.082

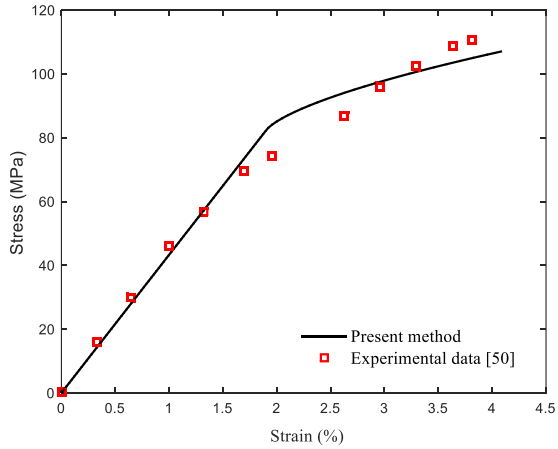

Fig. 2 Comparison between the results of the present method and experiment

شکل 2 مقایسه میان نتایج مدل پیش رو و نتایج تجربی

در مدل‌سازی در نظر گرفته نمی‌شود. این امر به این علت است که افزایش درصد حجمی نانوذرات موجب افزایش درصد حجمی فازمیانی در نانوکامپوزیت می‌شود و در نهایت، خواص مکانیکی بهبود می‌یابد [48,14].

"شکل 5" نشان‌دهنده تاثیرات ضخامت فازمیانی بر منحنی تنش-کرنش الاستوپلاستیک نانوکامپوزیت می‌باشد. سه مقدار متفاوت 5 nm و 10 nm و 15 nm برای انجام تحلیل انتخاب می‌شوند.

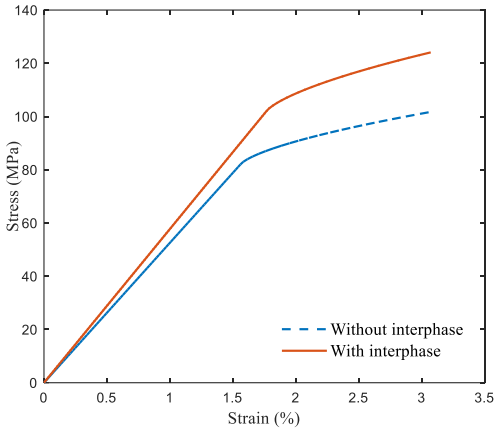

Fig. 3 Effect of interphase region on the elastoplastic stress-strain curve

شکل 3 بررسی اثر فاز میانی بر نمودار تنش-کرنش

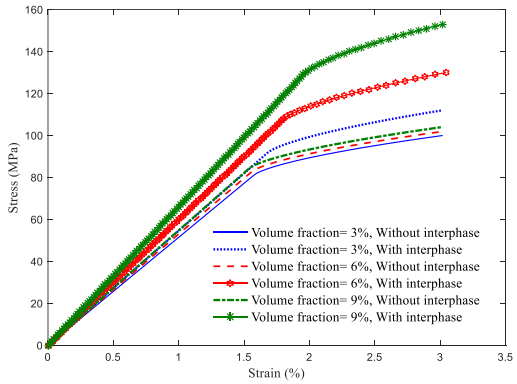

Fig. 4 Effect of nanoparticle volume fraction on the elastoplastic stress-strain curve

شکل 4 اثر تغیرات درصد حجمی نانوذرات بر نمودار تنش-کرنش

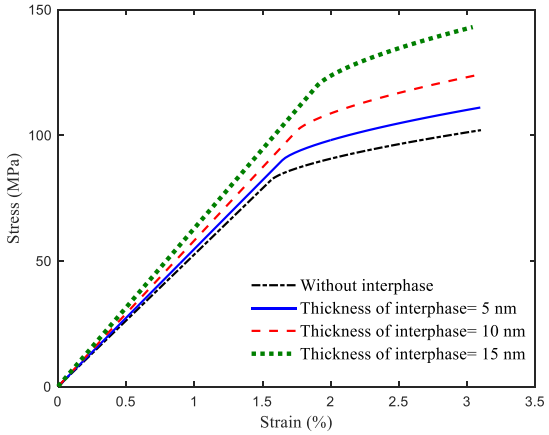

Fig. 5 Effect of interphase thickness on the elastoplastic stress-strain curve

شکل 5 اثر تغیرات ضخامت فاز میانی بر نمودار تنش-کرنش

نتایج حاصل از "شکل 5" از بهبود رفتار الاستوپلاستیک نانوکامپوزیت با افزایش ضخامت فازمیانی حکایت دارند. از "شکل 5" می‌توان برداشت کرد که افزایش ضخامت فازمیانی منجر به افزایش مدول الاستیک و استحکام نانوکامپوزیت می‌شود. این امر به دلیل این است که با افزایش ضخامت فازمیانی درصد حجمی فازمیانی افزایش یافته و چون دارای خواص بهتری نسبت به زمینه است، موجب بهبود خواص مکانیکی نانوکامپوزیت می‌شود. به عنوان مثال، مدول الاستیک و تنش تسلیم نانوکامپوزیت برای ضخامت‌های 5 نانومتر، 10 نانومتر و 15 نانومتر به ترتیب حدود 54.8 گیگاپاسکال و 92 مگاپاسکال، 5.8 گیگاپاسکال و 105 مگاپاسکال، 62.6 گیگاپاسکال و 122.5 مگاپاسکال می‌باشد. نتایج گزارش شده در مرجع [48,14,10] نیز نشان می‌دهند که با افزایش ضخامت فازمیانی مدول الاستیک نانوکامپوزیت نیز افزایش می‌یابد.

دیگر پارامتر مهمی که تاثیراتش مورد بررسی قرار می‌گیرد نمای چسبندگی میان نانوذرات سیلیکا و زمینه پلیمری می‌باشد. همان‌طور که در "شکل 6" مشاهده می‌شود با کاهش ضریب چسبندگی (η) شاهد افزایش جزئی سفتی و استحکام نمودار تنش–کرنش هستیم. با توجه به معادله (1)، بایستی توجه نمود با کاهش مقدار η، رفتار فازمیانی به رفتار نانوذره نزدیک شده و در نتیجه خواص مکانیکی این ناحیه از نانوکامپوزیت افزایش می‌یابد که سبب افزایش خواص کلی نانوکامپوزیت می‌شود. به عنوان مثال، تغییرات مدول الاستیک فازمیانی در مقابل توان چسبندگی در "شکل 7" نشان داده شده است. چنین رفتاری برای نانوکامپوزیت‌های حاوی نانولوله‌های کربنی نیز گزارش شده است [51].

به‌منظور سنجش تاثیرات قطر نانوذرات بر پاسخ الاستوپلاستیک نانوکامپوزیت سه مقدار متفاوت 15 nm و 20 nm و 25 nm برای انجام تحلیل انتخاب می‌شوند. رفتار کلی نانوکامپوزیت با تغییرات قطر نانوذرات به شکل قابل ملاحظه‌ای تغییر می‌کند که این مساله در "شکل 8" قابل رویت است. زمانی که قطر نانوذرات کاهش می‌یابد، رفتار الاستو پلاستیک نانوکامپوزیت بهبود می‌یابد. این امر به‌دلیل این است که در یک درصد حجمی مشخص از نانوذرات در زمینه، با کوچکتر شدن اندازه نانوذرات، تعداد آن‌ها در واحد حجم بیشتر شده و در نتیجه اثرات فازمیانی به صورت قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. این امر موجب افزایش خواص مکانیکی نانوکامپوزیت می‌شود. با افزایش قطر نانوذرات منحنی تنش-کرنش به منحنی

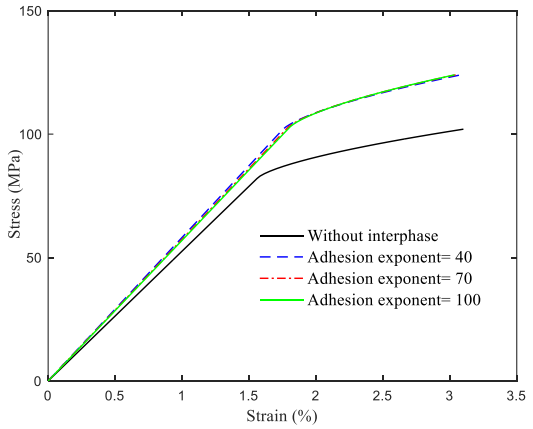

Fig. 6 Effect of adhesion exponent of interphase on the elastoplastic stress-strain curve

شکل 6 اثر تغییرات ضریب چسبندگی بر نمودار تنش-کرنش

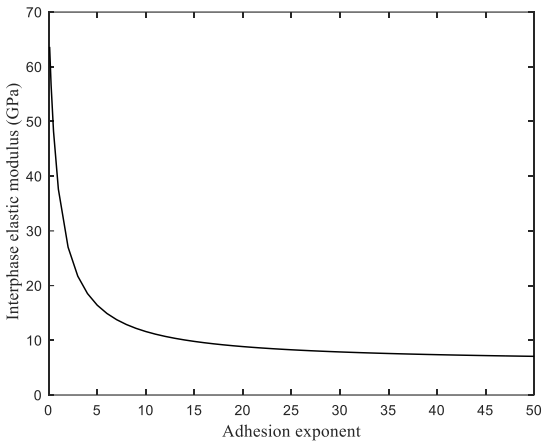

Fig. 7 Variation of interphase elastic modulus versus adhesion exponent

شکل 7 تغییرات مدول الاستیک فازمیانی برحسب توان چسبندگی

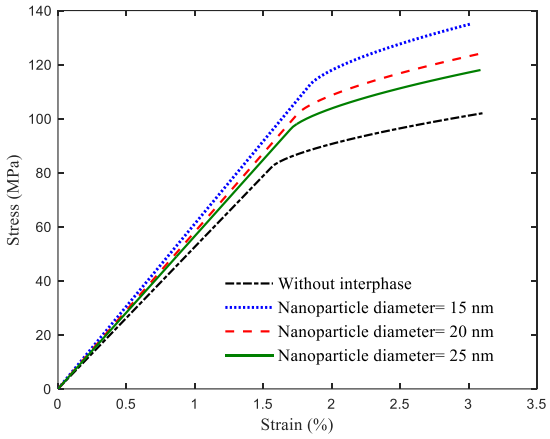

Fig. 8 Effect of nanoparticle diameter on the elastoplastic stress-strain curve

شکل 8 اثر تغییرات قطر نانوذرات بر نمودار تنش-کرنش

بدون فاز میانی نزدیک می‌شود. این رفتار به واسطه این می‌باشد که تاثیر فازمیانی با افزایش قطر نانوذرات کاهش می‌یابد.

"شکل 9" منحنی تنش-کرنش الاستوپلاستیک نانوکامپوزیت زمینه پلی‌آمید تقویت شده با نانوذرات سیلیکا را تحت بارگذاری دو محوره با در نظر گرفتن تغییرات مقدار نسبت تنش نمایش می‌دهد. همچنین اثرات فازمیانی بر رفتار مکانیکی نانوکامپوزیت در "شکل 9" نشان داده می‌شود. اگر نسبت تنش برابر صفر باشد (R=0) حالت بارگذاری تک محوره حاصل می‌شود. با افزایش نسبت تنش بین 0 تا 1 می‌توان مشاهده کرد سفتی نانوکامپوزیت به طور پیوسته افزایش می‌یابد. حال آن که با افزایش نسبت تنش از 0 تا 0.5 میزان استحکام نانوکامپوزیت افزایش یافته و سپس با افزایش بیشتر نسبت تنش مقدار استحکام نانوکامپوزیت کاهش می‌یابد. نتیجه‌ی مهمی دیگری که از "شکل 9" می‌توان استخراج نمود این است که با افزایش نسبت تنش، تاثیرات فازمیانی بر مدول الاستیک نانوکامپوزیت کاهش می‌یابد.

حال، مقایسه‌ای بین داده‌های تجربی [10] و پیش‌بینی مدل در خصوص مدول الاستیک نانوکامپوزیت زمینه پلیمری تقویت شده با نانوذرات سیلیکا به‌منظور صحت‌سنجی هر چه بیشتر مدل انجام می‌شود، همان‌طور که "شکل 10" نشان می‌دهد.

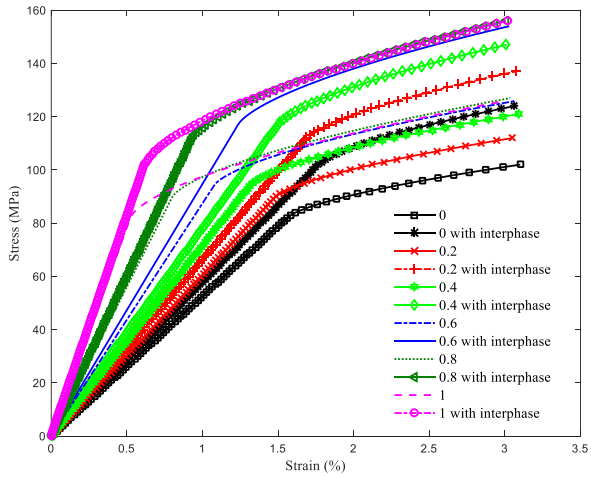

Fig. 9 Elastoplastic stress-strain curve under transverse-transverse biaxial loading

شکل 9 اثر بار گذاری دو محوره بر نمودار تنش-کرنش

در این مقایسه زمینه از جنس پلی‌کپرولاکتون (poly-caprolactone) بوده که مدول الاستیک و نسبت پوآسون آن به ترتیب 265 مگاپاسکال و 0.35 می‌باشد [10]. همچنین، مدول الاستیک و نسبت پوآسون نانوذرات سیلیکا به ترتیب برابر 80 گیگاپاسکال و 0.18 می‌باشد [10]. "شکل 10" نمودار تغییرات مدول الاستیک نانوکامپوزیت را در مقابل درصد حجمی نانوذرات نشان می‌دهد. نتایج مدل‌سازی بدون در نظر گرفتن فازمیانی نیز در "شکل 10" آمده است. با توجه به نتایج "شکل 10" می‌توان دریافت که با در نظر گرفتن فازمیانی در مدل میکرومکانیکی، تطابق خوبی بین پیش‌بینی‌های انجام شده با داده‌های تجربی [10] برقرار است. مقادیر پیش‌بینی شده توسط مدل بدون فازمیانی بسیار دور از داده‌های تجربی می‌باشد.

7- نتیجه گیری

در این پژوهش یک مدل میکرومکانیکی تحلیلی برای بررسی رفتار الاستوپلاستیک نانوکامپوزیت زمینه پلیمری حاوی نانوذرات سیلیکا ارایه شد. در فرآیند مدل‌سازی تاثیرات فازمیانی ناشی از برهمکنش بین نانوذرات و زمینه در نظر گرفته شد. نتایج مدل‌سازی میکرومکانیکی حاضر در تطابق بسیار خوبی با نتایج تجربی شد. تعدادی از پارامترهای متفاوت مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفتند تا تاثیرات آن‌ها بر رفتار الاستو پلاستیک نانوکامپوزیت مشاهده شود. این پارامترها شامل درصد حجمی، قطر، ضخامت فاز میانی، ضریب چسبندگی می‌باشند. فهمیده شد که با افزایش درصد حجمی یا کاهش قطر نانوذرات، سفتی و استحکام نانوکامپوزیت بهبود می‌یابد. به علاوه با افزایش ضخامت فازمیانی، سفتی و استحکام نانوکامپوزیت افزایش می‌یابد. همچنین، رویکرد میکرومکانیکی حاضر در راستای پیش‌بینی رفتار الاستوپلاستیک نانوکامپوزیت تحت بارگذاری دو محوره بکار گرفته شد. نتایج نشان داد که فازمیانی می‌تواند تاثیر به سزایی بر رفتار کلی الاستوپلاستیک نانوکامپوزیت زمینه پلیمری تقویت شده با نانوذرات سیلیکا داشته باشد.

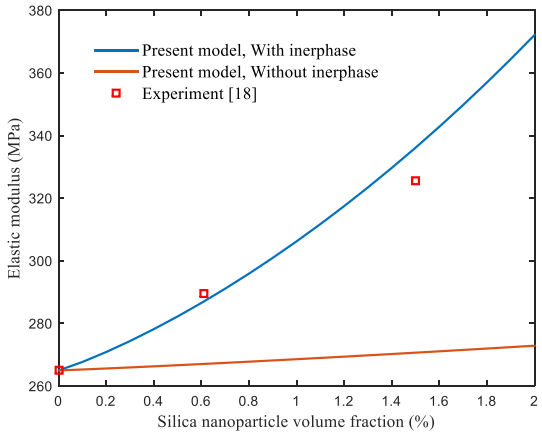

Fig. 10 Variation of elastic modulus of nanocomposite with nanoparticle volume fraction

شکل 10 تغییرات مدول الاستیک نانوکامپوزیت با درصد حجمی نانوذرات

8- مراجع

[1] R. Ansari, M. K. Hassanzadeh Aghdam, A. Mashkor, Study on the percolation behavior of the mechanical properties of nanoparticle reinforced polymer nanocomposites using three-dimensional micromechanical modeling, *Modares Mechanical Engineering* Vol. 15, No. 6, pp. 376-382, 2015. (in Persian فارسی)

[2] M. M. Shokrieh, Z. Shokrieh, S. M. Hashemianzadeh, Modeling of stiffness of graphen/epoxy nanocomposites with randomly distributed graphen using a combined molecular dynamics-micromechanics method, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 13, No. 12, pp. 25-35, 2013. (in Persian فارسی)

[3] G. Payghaneh, I. Ghasemi, M. Rahmani, A. Kazemnejad, An investigation on the impact properties of nanocomposite based on polypropylene/graphenenanosheets/ nano clay using response surface methodology, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 9, pp. 271-279, 2015. (in Persian فارسی)

[4] A. Haghbin, G. Liaghat, A. Arabi, M. Pol, Improving shear strength in nanocomposites through electrophoretic deposition of carbon nanotubes, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 1, pp. 462-472, 2017. (in Persian فارسی)

[5] F. Ashenai Ghasemi, M. Eslami Farsani, Effect of nano-$CaCO_3$ on dynamic mechanical properties of Polypropylene, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 13, No. 4, pp. 139-152, 2013. (in Persian فارسی)

[6]G. M. Odegard, T. C. Clancy, T. S. Gates, Modeling of the mechanical properties of nanoparticle/polymer composites, *Polymer*, Vol. 46, No. 2, pp. 553–562, 2005.

[7] J. L. Tsai, S. H. Tzeng, Y. T. Chiu, Characterizing elastic properties of carbon nanotubes/polyimide nanocomposites using multi-scale simulation, *Composites Part B*, Vol. 41, pp. 106–115, 2010.

[8] J. W. Ju, Z. D. Zhang, Effective elastoplastic behavior of ductile matrix composites containing randomly located aligned circular fibers, *International Jurnal of Solids and Structures*, Vol. 38, pp. 4045-4069, 2001.

[9] J. S. Smith, D. Bedrov, G. D. Smith, A molecular dynamics simulation study of nanoparticle interactions in a model polymer–nanoparticle composite, *Composites Science and Technology*, Vol. 63, pp. 1599–1605, 2003.

[10] V. Cannillo, F. Bondioli, L. Lusvarghi, M. Montorsi, M. Avella, M. E. Errico, M. Malinconico, Modeling of ceramic particles filled polymer–matrix nanocomposites, *Composites Science and Technology*, Vol. 66, pp. 1030–1037, 2006.

[11] M. Vakilifard, M. J. Mahmoodi, Three dimensional micromechanical modeling of damping capacity of nano fiber reinforced polymer nanocomposites, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 9, pp. 257-266, 2016. (in Persian فارسی)

[12] M. J. Mahmoodi, M. Vakilifard, Electro-thermo-mechanical behavior modeling of short CNT reinforced piezo-polymeric composite, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 4, pp. 67-76, 2016. (in Persian فارسی)

[13] M. M. Shokrieh, S. M. Mahdavi, Micromechanical model to evaluate the effects ofbdimensions and interphase region on the elastic modulus of CNT/polymer composites, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 11, No. 3, pp. 13-25, 2011. (in Persian فارسی)

[14] M. K. Hassanzadeh-Aghdam, R. Ansari, A. Darvizeh, Micromechanical modeling of thermal expansion coefficients for unidirectional glass fiber-reinforced polyimide composites containing silica nanoparticles, *Composites Part A : Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 96, pp. 110-121, 2017.

[15] B. S. Fralick, E. P. Gatzke, S. C. Baxter, Three-dimensional evolution of mechanical percolation in nanocomposites with random microstructures, *Probabilistic Engineering Mechanics*, Vol. 30, pp. 1–8, 2012.

[16] G. Li, JE. Helms, SS. Pang, K. Schulz. Analytical modeling of tensile strength of particulate filled composites, *Polymer Composite*, Vol. 22, pp. 593–603, 2001.

[17] D. Colombini, H. Hassander, O. J. Karlsson, F. H. J. Maurer, Influence of the particle size and particle size ratio on the morphology and viscoelastic properties of bimodal hard/soft latex blends, *Macromolecules*, Vol. 37, No. 68, pp. 65–73, 2004.

[35] Z. Liang, H. K. Lee, W. Suaris, Micromechanics-based constitutive modeling for unidirectional laminated composites, *International Journal Solids Structures*, Vol. 43, pp. 5674–89, 2006.

[36] H. L. Duan, H. T. Wang, Z. P. Huang, B. L. Karihaloo., Eshelby formalism for nanoinhomogeneities, *Proceedings of the Royal Society a Mathematical Physical and Engineering Sciences*, Vol. 461, pp. 3335–53, 2005.

[37] B. R. Kim, S. H. Pyo, G. Lemaire, H. K. Lee, Multiscale approach to predict the effective elastic behavior of nanoparticle-reinforced polymer composites, *Interact Multisc Mechanics*, Vol. 4, pp. 173–85, 2011.

[38] J. W. Ju, T. M. Chen, Micromechanics and effective moduli of elastic composites containing randomly dispersed ellipsoidal inhomogeneities, *Acta Mechanics*, Vol. 103, pp. 103–21, 1994.

[39] J. W. Ju, Y. F. Ko, H. N. Ruan, Effective elastoplastic damage mechanics for fiberreinforced composites with evolutionary complete fiber debonding, *International Journal Damage Mechanics*, Vol. 15, pp. 237–65, 2006.

[40] J. W. Ju, Y. F. Ko, Micromechanical elastoplastic damage modeling of progressive interfacial arc debonding for fiber reinforced composites, *International Journal Damage Mechanics*, Vol. 17, pp. 307–54, 2008.

[41] J. W. Ju, H. K. Lee, A micromechanical damage model for effective elastoplastic behavior of ductile matrix composites considering evolutionary complete particle debonding, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, Vol. 183, pp. 201–22, 2000.

[42] H. K. Lee, S. H. Pyo, An elastoplastic multi-level damage model for ductile matrix composites considering evolutionary weakened interface, *International Journal Solids Structures*, Vol. 45, pp. 1614–31, 2008.

[43] J. W. Ju, T. M. Chen, Micromechanics and effective elastoplastic behavior of twophase metal matrix composites, *Journal of Engineering Materials and technology ASME*, Vol. 116, 310–8, 1994.

[44] J. W. Ju, H. K. Lee, A micromechanical damage model for effective elastoplastic behavior of partially debonded ductile matrix composites, *International Journal Solids Structures*, Vol. 38, pp. 6307–32, 2001.

[45] J. W. Ju, Y. F. Ko, H. N. Ruan, Effective elastoplastic damage mechanics for fiberreinforced composites with evolutionary complete fiber debonding, *International Journal Damage Mechanics*, Vol. 15, pp. 237–65, 2006.

[46] S. H. Pyo, H. K. Lee, An elastoplastic damage model for metal matrix composites considering progressive imperfect interface under transverse loading, *International Journal Plasticity*, Vol. 26, pp. 25–41, 2010.

[47] J. W. Ju, X. D. Zhang, Effective elastoplastic behavior of ductile matrix composites containing randomly located aligned circular fibers, *International Journal Solids Structures*, Vol. 38, pp. 4045–4069, 2001.

[48] S. Boutaleb, F. Zairi, A. Mesbah, M. Nait-Abdelaziz, J. M. Gloaguen, T. Boukharouba, J. M. Lefebvre, Micromechanics-based modelling of stiffness and yield stress for silica/polymer nanocomposites, *International Journal Solids Structures*, Vol. 46, pp. 1716–1726, 2009.

[49] X. Ma, N. H. Lee, H. J. Oh, S. J. Kim, Preparation and Characterization of Silica/Polyamide-imide Nanocomposite Thin Films, *Nanoscale Research Letters*, Vol. 5, pp. 1846–1851, 2010.

[50] K. Naito, J. M. Yang, Y. Kagawa, The effect of nanoparticle inclusion on the tensile and mode I fracture properties of polyimides, *Material Science Engineering A*, Vol. 530, pp. 357–66, 2011.

[51] S. I. Kundalwal, S. A. Meguid, Micromechanics modelling of the effective thermoelastic response of nano-tailored composites, *European Journal of Mechanics A/Solids*, Vol. 53, pp. 241-253, 2015.

[18] L. Sun, RF. Gibson, F. Gordaninejad, Multiscale analysis of stiffness and fracture of nanoparticle-reinforced composites using micromechanics and global–local finite element models, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 78, No. 26, pp. 45–62, 2011.

[19] S. Yang, M. Cho, A scale-bridging method for nanoparticulate polymer nanocomposites and their nondilute concentration effect, *Applied Physics Letters*, Vol. 94, 223104, 2009.

[20] C. S. Chouchaoui, M. L. Benzeggagh, The effect of interphase on the elastic behavior of a glass/epoxy bundle, *Composites Science Technology*, Vol. 57, pp. 617-622, 1997.

[21] Y. Zare, Effects of interphase on tensile strength of polymer/CNT nanocomposites by KellyeTyson theory, *Mechanics of Materials*, Vol. 85, pp. 1-6, 2015.

[22] J. W. Ju, Y. F. Ko, H. N. Ruan, Effective elastoplastic damage mechanics for fiber reinforced composites with evolutionary partial fiber debonding, *International Journal Damage Mechanics*, Vol. 17, pp. 265–493, 2008.

[23] J. W. Ju, K. H. Tseng, Effective elastoplastic algorithms for ductile matrix composites, *Jurnal of Engineering Mechanics*, Vol. 123, pp. 260–6, 1997.

[24] H. K. Lee, S. Simunovic, D. K. Shin, A computational approach for prediction of the damage evolution and crushing behavior of chopped random fiber composites, *Composites Matererial Science*, Vol. 29, No. 4, pp. 59–74, 2004.

[25] H. K. Lee, D. K. Shin, A computational investigation of crack evolution and interactions of microcracks and particles in particle-reinforced brittle composites, *Composite Structure*, Vol. 64, No. 4, pp. 19–31, 2004.

[26] H. K. Lee, S. Simunovic, A damage mechanics model of crack-weakened, chopped fiber composites under impact loading, *Compos B: Eng*, Vol. 33, pp. 25–34, 2002.

[27] H. K. Lee, S. Simunovic, Prediction of crack evolution and effective elastic behavior of damage-tolerant brittle composites, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, Vol. 196, No. 1, pp. 18–33, 2006.

[28 H. K. Lee, B. R. Kim, Numerical characterization of compressive response and damage evolution in laminated plates containing a cutout, *Composie Science Technoogyl*, Vol. 67, No. 22, pp. 21–30, 2007.

[29] S. H. Pyo, H. K. Lee, Micromechanical analysis of aligned and randomly oriented whisker-/short fiber-reinforced composites, *Composites Model Engineering Science*, Vol. 40, pp. 271–305, 2009.

[30] B. J. Yang, B. R. Kim, H. K. Lee, Predictions of viscoelastic strain rate dependent behavior of fiber-reinforced polymeric composites, *Composite Strucuret*, Vol. 94, pp. 1420–9, 2012.

[31] B. J. Yang, B. R. Kim, H. K. Lee, Micromechanics-based viscoelastic damage model for particle-reinforced polymeric composites, *Acta Mecanica*, Vol. 223, pp. 1307–21, 2012.

[32] H. K. Lee, S. H. Pyo, Micromechanics-based elastic damage modeling of particulate composites with weakened interfaces, *International Journal Solids Structures*, Vol. 44, pp. 459–74, 2007.

[33] H. K. Lee, S. Simunovic, Modeling of progressive damage in aligned and randomly oriented discontinuous fiber polymer matrix composites, *Composite part B: Engineering*, Vol. 31, pp. 77–86, 2000.

[34] H. K. Lee, S. Simunovic, A damage constitutive model of progressive debonding in aligned discontinuous fiber composites, *Composite part B: Engineering*, Vol. 38, pp. 875–95, 2001.