



مدل سازی میکرومکانیکی رفتار خزشی کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت شده با الیاف پیوسته و کامپوزیت تقویت شده با الیاف بلند

مهدی بهرامی قلعه سفیدی¹، رضا مسلمانی^{2*}، محمد شیشه‌ساز³

1- دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مکانیک، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز

2- استادیار، گروه مهندسی مکانیک، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز

3- استاد، گروه مهندسی مکانیک، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز

* اهواز، صندوق پستی 16846-13114، mosalmani@scu.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله:

با توجه به خصوصیات کامپوزیت‌های ترموپلاستیک، استفاده از آن‌ها مورد توجه بیشتری قرار گرفته است. تحقیق حاضر، روشی نوین بر پایه‌ی میکرومکانیک را برای پیش‌بینی رفتار خزشی درازمدت ترموپلاستیک‌های تقویت شده با الیاف پیوسته تک‌جهته (UD) و الیاف بلند (LFT) به ترتیب مانند کامپوزیت‌های کربن/PEEK و شیشه/پلی‌اتیلن ارائه می‌دهد. مواد ترموپلاستیک پلی‌اتیلن و PEEK، دارای خصوصیات ویسکوالاستیک غیرخطی هستند که با استفاده از مدل چهار عنصری برگر مدل‌سازی شده‌اند. نتایج تجربی نشان داده‌اند که مدل چهار عنصری برگر، رفتار کوتاه‌مدت و درازمدت ماتریس‌های ترموپلاستیک پلی‌اتیلن و PEEK را با دقت بالایی پیش‌بینی می‌کند. همچنین، رفتار الیاف شیشه و کربن، الاستیک در نظر گرفته شده است. سپس، با استفاده از مدل میکرومکانیکی ماتریس پل‌زنی، تأثیر ماتریس ویسکوالاستیک غیرخطی بر رفتار خزشی درازمدت کامپوزیت‌ها پیش‌بینی و اعتبارسنجی شده است. مقایسه‌ی نتایج مدل‌سازی با نتایج تجربی موجود، در پیش‌بینی رفتار خزشی درازمدت کامپوزیت‌های ترموپلاستیک تقویت شده با الیاف پیوسته (UD)، اختلاف حداکثر 12 درصدی را نشان می‌دهد. همچنین در کامپوزیت‌های ترموپلاستیک تقویت شده با الیاف بلند (LFT) اختلاف حداکثر 10 درصدی را نشان می‌دهد.

دریافت: 1403/03/16

پذیرش: 1403/06/03

کلیدواژه‌ها

کامپوزیت ترموپلاستیک، خزش، مدل برگر، مدل میکرومکانیکی ماتریس پل‌زنی

Micromechanical modeling of creep behavior of continuous fiber-reinforced thermoplastic composite and long-fiber reinforced composite

Mahdi Bahrami Gh.¹, Reza Mosalmani^{2*}, Mohammad Shishehsaz³

1, 2, 3 - Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

* P.O.B. 16846-13114, Ahvaz, Iran, mosalmani@scu.ac.ir

Keywords

Thermoplastic Composite, Creep, Burger's Model, Bridging Matrix Micromechanics Model

Abstract

Due to the characteristics of thermoplastic composites, their use has received increasing attention. The present research proposes a novel micromechanics-based method for predicting the long-term creep behavior of thermoplastics reinforced with unidirectional continuous fibers (UD) and long fibers (LFT), such as carbon/PEEK and glass/polyethylene composites. Polyethylene and PEEK thermoplastic materials exhibit nonlinear viscoelastic properties, which are modeled using the four-element Berger's model. Experimental results have demonstrated that Berger's four-element model accurately predicts both the short-term and long-term behavior of thermoplastic polyethylene and PEEK matrices. Additionally, the behavior of glass and carbon fibers is considered elastic in this study. Using the micromechanical model of the bridging matrix, the influence of the nonlinear viscoelastic matrix on the long-term creep behavior of composites has been predicted and validated. A comparison of the modeling results with available experimental data shows a maximum difference of 12% in predicting the long-term creep behavior of thermoplastic composites reinforced with continuous fibers (UD) and a maximum difference of 10% in thermoplastic composites reinforced with long fibers (LFT).

Please cite this article using:

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

Bahrami Gh, M., Mosalmani, R., Shishehsaz, M., "Micromechanical modeling of creep behavior of continuous fiber-reinforced thermoplastic composite and long-fiber reinforced composites," In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 11, No. 2, pp. 2479-2489, 2024. <https://doi.org/10.22068/JSTC.2024.2031243.1889>

1- مقدمه

کامپوزیت‌های ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف، که به عنوان یکی از دسته‌های کامپوزیت‌های پلیمری شناخته می‌شوند. به دلیل ویژگی‌های بارزی نظیر سهولت در فرآیند تولید، کاربرد، انعطاف‌پذیری و قابلیت بازیافت، مورد توجه قرار گرفته‌اند. وجود ماده ترموپلاستیک به عنوان زمینه در این نوع کامپوزیت‌ها، رفتار ویسکوالاستیک ماتریس را به عنصری تأثیرگذار بر رفتار کلی سازه کامپوزیتی تبدیل می‌کند. در شرایط عملیاتی متعدد، این کامپوزیت‌ها در معرض پدیده خزش¹ قرار می‌گیرند که در دمای محیط نیز قابل مشاهده است. بنابراین، مطالعه پدیده خزش در کامپوزیت‌های ترموپلاستیک از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. تئوری ترمو-ویسکوالاستیک غیرخطی که بر پایه ترمودینامیک برگشت‌ناپذیر استوار است، توسط شاپری [1] برای مدل‌سازی رفتار مواد ویسکوالاستیک خطی و غیرخطی معرفی شد. در ادامه، شاپری [2-3] مجموعه‌ای از روابط ریاضی بر اساس نتایج تجربی را برای مدل‌سازی رفتار غیرخطی مواد ویسکوالاستیک ارائه داد. همچنین، فیندلی [4] در کتاب خود، یک رابطه ریاضی را به منظور مدل‌سازی رفتار خزشی و آسودگی تنش در مواد ویسکوالاستیک غیرخطی به نام تابع توان فیندلی معرفی کرد.

یو [5] رفتار خزشی کوتاه‌مدت یک کامپوزیت ترموست را بررسی و مشخص کردند که رفتار مکانیکی کامپوزیت در جهت الیاف، الاستیک و در جهت عمود بر الیاف، ویسکوالاستیک است. زائوتسوس و همکاران [6] با انجام آزمون‌های خزش و بازیابی² در حالت کشش بر روی کامپوزیت‌های زمینه پلیمری، مشاهده نمودند که این کامپوزیت‌ها دارای رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی هستند. داسا پا و همکاران [7] با انجام آزمون‌های خزشی کوتاه‌مدت بر روی کامپوزیت ترموپلاستیک با الیاف بلند و استفاده از مدل شاپری³، مدلی برای پیش‌بینی خزش در کامپوزیت با الیاف بلند ارائه نمودند.

فلینجر و همکاران [8] یک مدل مایکرومکانیکی برای پیش‌بینی رفتار خزشی کامپوزیت‌های ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف بلند⁴ معرفی و مورد بررسی قرار داده‌اند. الیاف در این نوع کامپوزیت‌ها، یکنواخت توزیع نشده و در جهت‌های مختلف قرار می‌گیرند. با استفاده از آزمایش و آزمون‌های تصویری، توزیع الیاف در جهت‌های مختلف، اندازه‌گیری شد. درصد توزیع جهت‌گیری الیاف در کامپوزیت به فرآیند تولید کامپوزیت‌های LFT وابسته است. محاسبه و پیش‌بینی رفتار خزشی در این نوع کامپوزیت‌ها دارای پیچیدگی‌ها و محاسبات زیادی است. همچنین فلینجر و همکاران [9] مدلی را برای بررسی خزش در کامپوزیت‌های ترموپلاستیک با الیاف بلند با استفاده از مدل سه المانه کلونین-ویگوت⁵ ارائه دادند. ژانگ و همکاران [10] با استفاده از مدل چهار المانه برگر و مدل کلونین-ویگوت رفتار خزشی کششی کامپوزیت پلی‌اترآمید را مورد بررسی قرار دادند. کیزی و همکاران [11] اثرات آسیب ناچ را بر روی رفتار خزشی کششی کامپوزیت‌های شیشه/پلی‌پروپیلن با الیاف کوتاه بررسی کردند. کورولین و همکاران [12] رفتار خزشی بلند مدت PEEK تقویت‌شده با الیاف را در دمای بالا، بررسی تجربی نموده و با استفاده از آزمون‌های کوتاه مدت، رفتار بلند مدت آن‌ها را پیش‌بینی کردند. ژانگ و همکاران [13] نشان دادند که کامپوزیت پلی‌اترآمید تقویت‌شده با الیاف کوتاه، زمانی که تحت تنش خزشی بیش از 32٪ استحکام نهایی باشد، رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی از خود نشان می‌دهد. ون و همکاران [14] یک رابطه نیمه تجربی برای تعیین مدول نرمی خزشی⁶ لحظه‌ای

کامپوزیت‌های شیشه/پلی‌اترآمید معرفی کردند که به منظور محاسبه خزش کامپوزیت در زمان‌های مختلف به کار می‌رود.

میشانی [15] لوله‌های کامپوزیتی ترموست با روکش پلی‌اتیلن را مورد آزمون خستگی خمشی قرار داد و با استفاده از معیار خرابی هشین⁷، عمر خزشی این لوله‌ها را پیش‌بینی نمود. اشرف‌زاده و همکاران [16] با در نظر گرفتن رفتار وابسته به زمان ماتریس و رفتار الاستیک الیاف، خزش در لوله‌های الیاف شیشه/پلی‌اتیلن با الیاف بلند را به روش المان محدود بررسی نمودند. ژانگ و همکاران [17] با تهیه نمونه از لوله‌های HDPE، رفتار غیرخطی وابسته به زمان آن را با استفاده از یک فنر و شش مستهلک‌کننده، مدل‌سازی نمودند.

حدید و همکاران [18] با استفاده از اصل بر هم نهی بولتزمن⁸ و قانون توان فیندلی⁹، یک مدل تجربی برای مدل‌سازی رفتار خزشی مواد ترموپلاستیک ارائه نمودند. شیشه‌ساز و همکاران [19] با استفاده از مدل جامد ویسکوالاستیک سه‌پارامتری، اثر ویسکوالاستیک چسب‌های پلیمری را بر توزیع تنش برشی بررسی نمودند. لای و همکاران [20] با انجام آزمون 17 دقیقه‌ای بر روی ماده پلی‌اتیلن سنگین، رفتار خزشی کششی 278 ساعته را پیش‌بینی کردند. چن و همکاران [21] مدل چهار المانه برگر را برای پیش‌بینی رفتار PEEK استفاده نمودند. با بهره‌گیری از مدل برگر و فندلی، ژانگ و همکاران [22] به بررسی رفتار خزشی خمشی ماده پلی‌پروپیلن پرداختند. شکرپه و همکاران [23] با توصیف رفتار خزشی نانوکامپوزیت‌های پلیمری و به کارگیری مدل‌های هالپین-تسای و موری-تاناکا، یک مدل مایکرومکانیکی اصلاح‌شده را پیشنهاد کردند. حسن‌زاده و همکاران [24] یک روش مایکرومکانیکی چندمرحله‌ای برای پیش‌بینی رفتار الاستیک کامپوزیت‌های هیبریدی پلیمری تقویت‌شده با الیاف کربن و نانولوله‌های کربنی ارائه نمودند. پولنگان و همکاران [25] پارامترهای مؤثر بر خرابی کامپوزیت‌های ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف را با استفاده از مدل‌سازی عددی یک المان حجمی معرفی¹⁰ را بررسی کردند. کاتوزیان و همکاران [26] به روش همگن‌سازی، رفتار خزشی کامپوزیت تقویت‌شده با الیاف کربن را بررسی نمودند.

موجینجر [27] مدل برگر را برای استفاده در مواد ویسکوالاستیک غیرخطی بررسی و توسعه داد. نتایج و آزمایش‌ها نشان دادند که مدل برگر توانایی مدل‌سازی رفتار مواد ویسکوالاستیک غیرخطی را دارد. لیو [28] در پایان‌نامه خود، با استفاده از مدل‌های چند المانه کلونین و قانون توان، رفتار ماده پلی‌اتیلن را بررسی نموده و نشان دادند که رفتار این ماده ویسکوالاستیک غیرخطی است. سزر و همکاران [29] از مدل برگر برای بررسی رفتار خزشی ماده پلی‌اتیلن استفاده و تطابق خوبی بدست آوردند. سپیانی [30] در پایان‌نامه خود، با استفاده از آزمایش‌های تجربی نشان داد که رفتار ماده PE80 ویسکوالاستیک غیرخطی است و توانست با استفاده از مدل شاپری، رفتار این ماده را پیش‌بینی نماید. مونوز روجاس و همکاران [31] با استفاده از مدل کلونین رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی پلی‌اتیلن سنگین را بررسی نمود.

لی و همکاران [32] مدل ساختاری چند مقیاسه برای کامپوزیت ویسکوالاستیک PEEK تقویت‌شده با الیاف کربن تک‌جهته را در محدوده دمایی وسیعی بررسی نمودند. در مطالعه انجام‌شده، از مدل عمومی ماکسول برای مدل‌سازی PEEK استفاده شده است. همچنین رفتار الیاف الاستیک در نظر گرفته شده است. لی و همکاران [33] مدل پیش‌بینی مکانیزم آسیب در خزش

6 Creep Compliance

7 Hashin

8 Boltzmann Superposition Principle

9 Findley Power Law

10 RVE

1 Creep

2 Recovery

3 Schapery Model

4 Long Fiber Thermoplastic (LFT)

5 Kelvin-Voigt

از نتایج مرجع [8]، روش ارائه‌شده برای مدل‌سازی رفتار خزشی کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف بلند، صحت سنجی می‌گردد. ماده مورد استفاده در مرجع [35]، کامپوزیت ترموپلاستیک الیاف پیوسته کربن/PEEK (UD) است. در مرجع [8] کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف بلند شیشه/پلی‌پروپیلن (LFT) است. کامپوزیت LFT دارای الیاف شیشه با طول‌های بلند حداکثر تا 50 mm است. توزیع این الیاف در تمامی جهت‌ها و عمدتاً در یک جهت است [37]. بررسی رفتار خزشی کامپوزیت LFT بسیار پیچیده و زمانبر است. در این مطالعه نشان داده خواهد شد که می‌توان کامپوزیت LFT را با یک کامپوزیت تک‌جهته معادل کرده و به صورت مایکرومکانیکی مدل نمود.

2-1- مدل ویسکوالاستیک برگر

مدل برگر ترکیبی از مدل ماکسول که توسط فنر E_1 و مستهلک‌کننده η_1 به صورت موازی و مدل کلین-ویگوت که توسط فنر E_2 و مستهلک‌کننده η_2 مطابق شکل 1، نشان داده می‌شود، مدل‌سازی می‌شود. با ترکیب این دو مدل با یکدیگر مدل برگر تشکیل می‌گردد که برای مدل‌سازی رفتار مواد ویسکوالاستیک خطی و غیرخطی استفاده می‌گردد. شکل 1 مدل برگر را نشان می‌دهد. معادله سازنده مدل برگر را می‌توان به صورت رابطه 1 [8] و رفتار خزشی و بازگشتی را می‌توان مطابق شکل 2 نشان داد [38].

$$\varepsilon_c(t) = \sigma_0 \left[\frac{1}{E_1} + \frac{t}{\eta_1} + \frac{1}{E_2} \left(1 - \exp\left(-\frac{E_2 t}{\eta_2}\right) \right) \right] \quad (1)$$

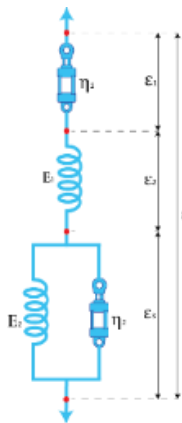


Fig. 1 Burger Model

شکل 1 مدل برگر

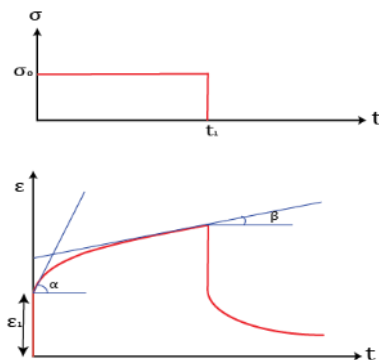


Fig. 2 Creep and Recovery

شکل 2 نمودار خزش و بازیابی

وابسته به دما را در کامپوزیت‌های فنولیک تقویت‌شده با الیاف بررسی نموده‌اند. فنولیک جزو مواد زمینه ترموست است. در این مدل خواص یک المان حجمی معرف بررسی و سپس با استفاده از روش المان محدود، خواص کامپوزیت بررسی شد.

با توجه به رشد استفاده از کامپوزیت‌های ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف پیوسته¹ در صنایع مختلف، بررسی گردید و تحلیل رفتار این مواد دارای اهمیت زیادی است. به دلیل استفاده از مواد ترموپلاستیک در زمینه این کامپوزیت‌ها، بررسی رفتار خزشی این مواد اهمیت ویژه‌ای دارد؛ زیرا مواد ترموپلاستیک در دمای محیط نیز دچار خزش می‌شوند. مطالعات خزشی انجام‌شده بر روی کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف، بیشتر بر کامپوزیت‌های ترموست (گرماسخت) تمرکز داشته است. بنابراین در تحقیق حاضر، توسعه یک مدل مایکرومکانیکی برای تحلیل رفتار خزشی کامپوزیت‌های ترموپلاستیک (گرمانرم) تقویت‌شده با الیاف پیوسته مدنظر است. در ادامه نیز نشان داده شده است که مدل معرفی‌شده، با دقت خوبی قابلیت بررسی رفتار خزشی کامپوزیت‌های ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف بلند² را نیز دارد.

در مطالعه حاضر، یک مدل مایکرومکانیکی به منظور پیش‌بینی رفتار خزشی کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف پیوسته توسعه داده شده است. مطابق با نتایج پژوهش‌های مرورشده، زمینه ترموپلاستیک، رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی و الیاف، رفتار الاستیک دارند. بنابراین، ابتدا رفتار خزشی کامپوزیت زمینه ترموپلاستیک با مدل چهار المانه برگر مدل‌سازی می‌شود. سپس جهت بررسی دقت مدل چهار المانه برگر، نتایج مدل‌سازی با نتایج تجربی موجود برای ماتریس ترموپلاستیک مقایسه می‌گردند. آنگاه با استفاده از روش ماتریس پل‌زنی [34]، مقدار کرنش و مدول الاستیسیته کامپوزیت در هر گام زمانی محاسبه می‌گردد. در ادامه، نتایج مدل توسعه یافته برای پیش‌بینی رفتار خزشی کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف پیوسته با نتایج آزمایشگاهی مرجع [35] و همچنین مرجع [36] مقایسه و اعتبارسنجی می‌گردد. همچنین با استخراج رفتار خزشی ماتریس و خواص مکانیکی الیاف، رفتار خزشی کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف بلند به صورت مایکرومکانیکی پیش‌بینی و با نتایج تجربی مرجع [8] مقایسه می‌شود.

2-2- شرح مسئله و ارائه مدل

مواد ترموپلاستیک در دمای محیط دچار پدیده خزش می‌شوند. در نتیجه بررسی پدیده خزش در زمینه‌های ترموپلاستیک و کامپوزیت‌های ترموپلاستیک دارای اهمیت ویژه‌ای است. در اکثر موارد، قطعات ساخته‌شده از کامپوزیت‌های ترموپلاستیک برای مدت‌های طولانی مورد بهره‌برداری قرار می‌گیرند. در نتیجه اطمینان از صحت عملکرد و درک صحیح از رفتار خزشی کامپوزیت‌های ترموپلاستیک در طولانی مدت، دارای اهمیت است. در این تحقیق، ابتدا رفتار ویسکوالاستیک ماتریس‌های ترموپلاستیک تحت بارگذاری خزشی بررسی و با مدل چهار المانه برگر مدل‌سازی می‌شود. در ادامه با استفاده از روش ماتریس پل‌زنی [34]، مدل مایکرومکانیکی جهت بررسی رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی کامپوزیت‌های ترموپلاستیک ارائه می‌شود. در این تحقیق با استفاده از نتایج تجربی مرجع [8]، رفتار خزشی ماده ویسکوالاستیک پلی‌پروپیلن بر اساس مدل برگر، مدل‌سازی و صحت‌سنجی می‌گردد. در ادامه با استفاده از نتایج مرجع [35] مدل معرفی‌شده برای بررسی رفتار خزشی کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف پیوسته صحت‌سنجی می‌گردد. در انتها نیز، مجدداً با استفاده

¹ UD

² LFT

$$\{d\sigma_i^m\} = [A_{ij}]\{d\sigma_j^f\} \quad (8)$$

همچنین مؤلفه‌های بدون بالانویس، نشان‌دهنده تنش‌های نرمال و برشی کامپوزیت است. مقدار تنش و کرنش در یک ماده کامپوزیتی با فرض اتصال کامل بین الیاف و ماتریس را می‌توان به شکل زیر نوشت [38]:

$$\{d\sigma_i\} = V_f\{d\sigma_i^f\} + V_m\{d\sigma_i^m\} \quad (9)$$

لذا مقدار تنش در الیاف و ماتریس را با در نظر گرفتن شرایط Iso-Strain در زمان بارگذاری در جهت الیاف، می‌توان به شکل زیر بدست آورد [42]:

$$\{d\sigma_i^f\} = (V_f[I] + V_m[A_{ij}])^{-1}\{d\sigma_j\} = [B_{ij}]\{d\sigma_j\} \quad (10)$$

$$\{d\sigma_i^m\} = [A_{ij}](V_f[I] + V_m[A_{ij}])^{-1}\{d\sigma_j\} = [A_{ij}][B_{ij}]\{d\sigma_j\} \quad (11)$$

علاوه بر آن، مقدار کرنش در کامپوزیت با در نظر گرفتن شرایط Iso-Stress در زمان بارگذاری در جهت عمود بر الیاف و برشی را می‌توان به شکل زیر بدست آورد [42]:

$$\{d\varepsilon_i\} = (V_f[S_{ij}^f] + V_m[S_{ij}^m][A_{ij}])\{\sigma d\sigma_j^f\} \quad (12)$$

همچنین می‌توان الیاف و ماتریس را همسانگرد در نظر گرفت. رفتار مکانیکی کامپوزیت تک‌لایه تک‌جهته مورد بررسی را می‌توان به صورت همسانگرد عرضی در نظر گرفت. در نتیجه ماتریس نرمی لحظه‌ای $[S_{ij}]$ و ماتریس پل‌زنی $[A_{ij}]$ دارای 5 عضو مستقل هستند. در نتیجه شکل عمومی ماتریس پل‌زنی به صورت زیر است [43]:

$$\begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} & a_{14} & a_{15} & a_{16} \\ 0 & a_{22} & a_{23} & a_{24} & a_{25} & a_{26} \\ 0 & a_{32} & a_{33} & a_{34} & a_{35} & a_{36} \\ 0 & 0 & 0 & a_{44} & a_{45} & a_{46} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & a_{55} & a_{56} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & a_{66} \end{bmatrix} \quad (13)$$

در ماتریس پل‌زنی پنج عضو $a_{11}, a_{12}, a_{13}, a_{16}, a_{22}, a_{23}, a_{26}, a_{32}, a_{33}, a_{34}, a_{35}, a_{36}, a_{44}, a_{45}, a_{46}, a_{55}, a_{56}, a_{66}$ هستند. در نتیجه می‌توان مقادیر ثابت‌های ماتریس پل‌زنی را به صورت زیر محاسبه نمود [41]:

$$a_{32} = 0 \quad (14)$$

با فرض اینکه کامپوزیت تحت بار صفحه‌ای قرار بگیرد [41]:

$$\begin{Bmatrix} d\sigma_{11}^m \\ d\sigma_{22}^m \\ d\sigma_{12}^m \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{16} \\ 0 & a_{22} & a_{26} \\ 0 & 0 & a_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} d\sigma_{11}^f \\ d\sigma_{22}^f \\ d\sigma_{12}^f \end{Bmatrix} \quad (15)$$

روابط زیر برای محاسبه مقدار پنج عضو مستقل استفاده می‌شود [38].

$$a_{11} = E_m/E_{f1} \quad (16)$$

$$a_{22} = \beta + (1 - \beta) \frac{E_m}{E_{f2}}, \beta = 0.3 \sim 0.5 \quad (17)$$

بر اساس مطالعات انجام‌شده [39-41] مدل برگر دارای چهار ثابت $(E_1, E_2, \eta_1, \eta_2)$ در هر دما و سطح تنشی است و با انجام آزمون خزش می‌توان این ثابت‌ها را در دما و سطح تنش مورد نظر محاسبه نمود. این ضرایب تنها با استفاده از یک آزمون خزش برای هر سطح تنش در دمای مرجع، محاسبه می‌گردند.

محاسبه E_1 : پس از انجام آزمون خزش، با قراردادن زمان صفر در لحظه اولیه در رابطه 1 و همچنین در اختیار داشتن مقدار کرنش الاستیک لحظه اولیه (لحظه صفر)، بدست می‌آید:

$$\varepsilon(0) = \varepsilon_1 = \frac{\sigma_0}{E_1} \Rightarrow E_1 = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_1} \quad (2)$$

محاسبه رابطه بین η_1 و η_2 : با محاسبه نرخ کرنش نسبت به زمان در لحظه صفر، می‌توان شیب نمودار را یک لحظه پس از شروع از روی نتایج نمودار آزمون کرنش-زمان انجام‌شده استخراج و با رابطه برگر مقایسه نمود.

$$\left. \frac{d\varepsilon(t)}{dt} \right|_{t=0^+} = \sigma_0 \left(\frac{1}{\eta_1} + \frac{1}{\eta_2} \right) = \tan(\alpha) \quad (3)$$

محاسبه η_1 : در زمان‌های طولانی که زمان به سمت بی‌نهایت میل می‌کند، نرخ کرنش به زمان را می‌توان محاسبه نمود. که برابر با یک خط بوده و شیب این خط را می‌توان از نتایج آزمون کرنش-زمان محاسبه نمود.

$$\lim_{t \rightarrow \infty} \frac{d\varepsilon(t)}{dt} = \lim_{t \rightarrow \infty} \left(\frac{\sigma_0}{\eta_1} + \frac{\sigma_0}{\eta_2} e^{-\frac{E_2 t}{\eta_2}} \right) = \frac{\sigma_0}{\eta_1} = \tan(\beta) \quad (4)$$

محاسبه η_1 و E_2 : خط $(mx + c)$ مجانب مایل تابع $f(x)$ است، اگر:

$$\lim_{x \rightarrow \infty} [f(x) - (mx + c)] = 0 \quad (5)$$

در نتیجه مجانب مایل رابطه برگر را می‌توان به صورت زیر استخراج نمود.

$$\lim_{t \rightarrow \infty} \left[\frac{\sigma_0}{E_1} + \frac{\sigma_0 t}{\eta_1} + \frac{\sigma_0}{E_2} - mt - c \right] = 0 \quad (6)$$

برای اینکه رابطه برقرار باشد، باید ضرایب عبارت‌های ثابت و متغیر با یکدیگر برابر باشند، بنابراین می‌توان نوشت:

$$\frac{\sigma_0}{\eta_1} = m, \quad \sigma_0 \left(\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} \right) = C \quad (7)$$

با استفاده از روابط 2 الی 7 و همچنین نتایج بدست آمده از آزمون کرنش-زمان، می‌توان ثابت‌های مدل برگر را در سطح تنش و دمای مورد نظر محاسبه نمود. مدل برگر توانایی مدل‌سازی مواد ویسکوالاستیک خطی و غیرخطی را دارد.

2-2- مدل مایکرومکانیکی پل‌زنی

روش ماتریس پل‌زنی که توسط هوانگ [42] معرفی گردید با رویکردی مایکرومکانیکی تاثیر خواص مکانیکی الیاف و ماتریس پلیمری بر رفتار مکانیکی کامپوزیت تک‌لایه تک‌جهته، بررسی و پیش‌بینی می‌شود. در این روش، تنش در ماتریس کامپوزیت و الیاف کامپوزیت را می‌توان با استفاده از یک ماتریس به نام ماتریس پل‌زنی به یکدیگر ارتباط داد [34]:

2-3- مدل مایکرومکانیکی توسعه داده شده جهت پیش‌بینی رفتار خزشی تک لایه کامپوزیت ترموپلاستیک

بررسی رفتار خزشی ماده کامپوزیت ترموپلاستیک، وابسته به بررسی رفتار دو جزء تشکیل‌دهنده آن، یعنی الیاف و ماتریس ترموپلاستیک است. با بررسی مطالعات و پژوهش‌های پیشین، می‌توان رفتار الیاف را الاستیک و رفتار ماتریس را ویسکوالاستیک غیرخطی در نظر گرفت [46,45,44,41,24,19,16,5]. مطالعات زیادی نشان داده‌اند که مدل چهار المانه برگر توانایی مدل‌سازی رفتار مواد ویسکوالاستیک غیرخطی را دارد [49,48,47,21,10,8]؛ به نحوی که با آزمون خزش کوتاه مدت ماده ویسکوالاستیک، ثابت‌های مدل برگر بدست می‌آیند و می‌توان از این مدل برای پیش‌بینی رفتار ماده ویسکوالاستیک استفاده نمود. در نتیجه از مدل چهار المانه برگر به عنوان مدل بررسی رفتار ویسکوالاستیک ماتریس پلی‌اتیلن و از روش هوانگ (ماتریس پل‌زنی) به منظور مدل‌سازی مایکرومکانیکی کامپوزیت استفاده می‌گردد. با توجه به فرضیات رفتار الاستیک الیاف رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی ماتریس می‌توان فرض نمود که در تمام طول مدت بارگذاری خزشی بر روی کامپوزیت، مقدار خواص مکانیکی الیاف در جهت‌های مختلف بدون تغییر، باقی‌مانده و خواص مکانیکی ماتریس با گذشت زمان تغییر کرده و در هر لحظه مقداری جدید خواهد داشت. جهت پیش‌بینی رفتار خزشی یک تک لایه کامپوزیتی ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف تحت بار خزشی کششی، مراحل مدل‌سازی مایکرومکانیکی توسعه‌یافته مطابق نمودار گردش شکل 3 است.

3- روش تحقیق

در این تحقیق، دو برنامه عددی با استفاده از نرم‌افزار متلب نوشته شده است. اولین برنامه برای مدل‌سازی رفتار ویسکوالاستیک ماتریس بر اساس مدل برگر و دومین برنامه بر اساس مدل مایکرومکانیکی شرح داده شده در نمودار گردش شکل 3 نوشته شده‌اند. این تحقیق در دو بخش انجام شده است. در بخش اول مدل برگر با نتایج آزمایشگاهی [8] مقایسه شده است. دقت رابطه چهار المانه برگر به منظور پیش‌بینی رفتار خزشی ماده ترموپلاستیک با رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی بررسی می‌شود. همچنین نتایج بدست آمده از مدل مایکرومکانیکی با نتایج آزمایشگاهی [35] مقایسه شده است. اعتبار مدل مایکرومکانیکی توسعه داده شده به منظور پیش‌بینی رفتار خزشی کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف پیوسته بررسی می‌شود.

در بخش دوم رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی ماده کامپوزیت LFT تحت بار خزشی کششی مورد مطالعه قرار گرفته است. در مواد کامپوزیتی LFT، الیاف کامپوزیت بلند و ناپیوسته به طور تصادفی در ماتریس پراکنده شده است. فرآیند تولید کامپوزیت‌های LFT این گونه است که الیاف در امتداد اکسترودر در ماده ماتریس قرار گرفته و سعی بر آن است که الیاف بلند به صورت طولی جانمایی گردند. در این کامپوزیت حداکثر طول الیاف 50 میلی‌متر خواهد بود.

با توجه به نوع فرآیند تولید، الیاف در تمامی جهات پراکنده و درصد حجمی بیشتری از آن، در جهت طولی (جهت الیاف) قرار می‌گیرند [50]. در این مطالعه کامپوزیت LFT با کامپوزیت UD معادل‌سازی می‌شود. به عبارت دیگر سعی شده است که رفتار خزشی کامپوزیت LFT با رفتار خزشی کامپوزیت UD معادل با آن بررسی و مقایسه شود. در این تحقیق نشان داده می‌شود که به منظور بررسی رفتار خزشی کامپوزیت‌های LFT نیاز به محاسبات پیچیده نبوده و با بدست آوردن کامپوزیت UD معادل می‌توان با استفاده از مدل مایکرومکانیکی معرفی‌شده، رفتار خزشی آن را بررسی نمود.

$$a_{66} = \alpha + (1 - \alpha) \frac{G_m}{G_{f1}}, \alpha = 0.3 \sim 0.5 \quad (18)$$

$$a_{12} = (S_{12}^f - S_{12}^m)(a_{11} - a_{22}) / (S_{11}^f - S_{11}^m) \quad (19)$$

$$a_{16} = \frac{d_2 \beta_{11} - d_1 \beta_{21}}{\beta_{11} \beta_{22} - \beta_{12} \beta_{21}} \quad (20)$$

$$a_{26} = \frac{d_1 \beta_{22} - d_2 \beta_{12}}{\beta_{11} \beta_{22} - \beta_{12} \beta_{21}} \quad (21)$$

$$d_1 = (S_{16}^m - S_{16}^f)(a_{11} - a_{66}) \quad (22)$$

$$d_2 = (S_{26}^m - S_{26}^f)(V_f + V_m a_{11})(a_{22} - a_{66}) + (S_{16}^m - S_{16}^f)(V_f + V_m a_{66}) a_{12} \quad (23)$$

$$\beta_{11} = S_{12}^m - S_{12}^f \quad (24)$$

$$\beta_{12} = S_{11}^m - S_{11}^f \quad (25)$$

$$\beta_{22} = (V_f + V_m a_{22})(S_{12}^m - S_{12}^f) \quad (26)$$

$$\beta_{21} = V_m (S_{12}^f - S_{12}^m) a_{12} - (V_f + V_m a_{11})(S_{22}^f - S_{22}^m) \quad (27)$$

همچنین مقادیر ماتریس B_{ij} را نیز می‌توان به شکل زیر محاسبه نمود [38].

$$B_{ij} = \begin{bmatrix} b_{11} & b_{12} & b_{16} \\ 0 & b_{22} & b_{26} \\ 0 & 0 & b_{66} \end{bmatrix} \quad (28)$$

$$b_{11} = \frac{(V_f + V_m a_{22})(V_f + V_m a_{66})}{c} \quad (29)$$

$$b_{12} = -\frac{(V_m a_{12})(V_f + V_m a_{66})}{c} \quad (30)$$

$$b_{16} = \frac{[(V_m a_{12})(V_m a_{26}) - (V_f + V_m a_{22})(V_m a_{16})]}{c} \quad (31)$$

$$b_{22} = \frac{(V_f + V_m a_{11})(V_f + V_m a_{66})}{c} \quad (32)$$

$$b_{26} = -\frac{(V_m a_{26})(V_f + V_m a_{11})}{c} \quad (33)$$

$$b_{66} = \frac{(V_f + V_m a_{22})(V_f + V_m a_{11})}{c} \quad (34)$$

$$c = (V_f + V_m a_{11})(V_f + V_m a_{22})(V_f + V_m a_{66}) \quad (35)$$

با استفاده از روش ماتریس پل‌زنی، رفتار تک لایه کامپوزیتی و همچنین رفتار کامپوزیت لایه‌ای بررسی و مطالعه می‌گردد. همچنین ماتریس نرمی الیاف و ماتریس را می‌توان به دو زیربخش، ماتریس نرمی ناشی از تنش عمودی و ماتریس نرمی ناشی از تنش برشی مطابق روابط 36 و 37 محاسبه نمود [42]:

$$[S_{ij}^f] = \begin{bmatrix} [S_{ij}^f]_{\sigma} & 0 \\ 0 & [S_{ij}^f]_{\tau} \end{bmatrix} \quad (36)$$

$$[S_{ij}^m] = \begin{bmatrix} [S_{ij}^m]_{\sigma} & 0 \\ 0 & [S_{ij}^m]_{\tau} \end{bmatrix} \quad (37)$$

مقدار مدول الاستیسیته ماده کامپوزیتی در جهت الیاف و در جهت عمود بر الیاف را در هر لحظه می‌توان با استفاده از روابط زیر محاسبه نمود [38].

$$E_{11} = V_f E_{11}^f + V_m E_m \quad (38)$$

$$E_{22} = \frac{(V_f + V_m a_{11})(V_f + V_m a_{22})}{(V_f + V_m a_1)(V_f S_{22}^f + a_{22} V_m S_{22}^m) + V_f V_m (S_{21}^m - S_{21}^f)} \quad (39)$$

4- نتایج و بحث

4-1- بخش اول (کامپوزیت تک‌جهته کربن/PEEK)

در ابتدا به منظور صحت‌سنجی رابطه چهار المانه برگر برای پیش‌بینی رفتار خزشی ماده PEEK خالص، نتایج تجربی بدست آمده از آزمون خزش [8] تحت بارگذاری کششی PEEK خالص در دمای 100 درجه سانتی‌گراد، با مدل برگر مقایسه و در شکل 4 نشان داده شده است.

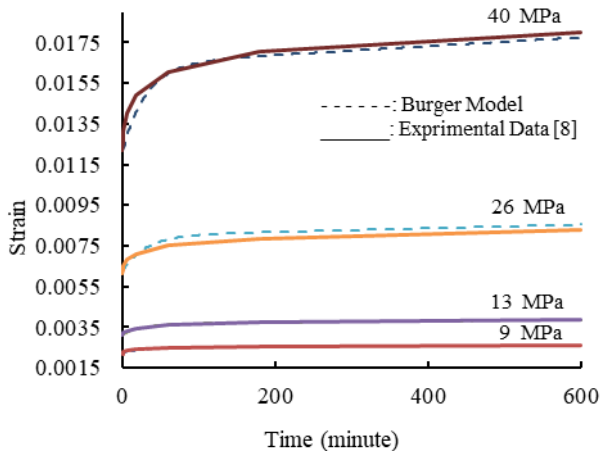


Fig. 4 Comparison between experimental data [8] with Burger model for neat PEEK at 100 °C

شکل 4 مقایسه نتایج تجربی [8] با مدل برگر برای PEEK خالص در دمای 100 درجه سانتی‌گراد

در شکل 4 نتایج بدست آمده از مدل چهار المانه برگر با خط چین و نتایج آزمایشگاهی با خط پررنگ نشان داده شده است. شکل 4 نشان می‌دهد که مدل چهار المانه برگر به خوبی توانایی پیش‌بینی رفتار خزشی مواد ترموپلاستیک با رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی مانند PEEK را دارد. در جدول 1 نتایج تجربی با نتایج مدل برگر مقایسه شده است.

جدول 1 مقایسه کرنش در زمان 600 دقیقه بین نتایج تجربی [8] و مدل ارائه شده

Table 1 Comparison of strain over 600 minutes between experimental results [8] and the presented model

سطح تنش (MPa)	مدل چهار المانه برگر	نتایج تجربی	درصد خطا
9	0.00263	0.00259	+1%.5
13	0.00387	0.00385	+0%.5
26	0.00855	0.00828	+3%.2
40	0.01775	0.01798	+%.1.3

در ادامه به منظور صحت‌سنجی مدل مایکرومکانیکی توسعه داده شده، نتایج پیش‌بینی با نتایج آزمایشگاهی [35] بدست آمده از آزمون خزش تحت بارگذاری کششی کامپوزیت الیاف کربن پیوسته/PEEK در جهت عمود بر الیاف در دمای 100 درجه سانتی‌گراد مقایسه شده است. نتیجه این مقایسه در شکل 5 نشان داده شده است.

به منظور مقایسه نتایج تجربی [35] با مدل مایکرومکانیکی توسعه داده شده، مقدار کرنش نهایی در زمان 600 دقیقه، بدست آمده از مدل توسعه داده شده و نتایج آزمایشگاهی در جدول 2 مقایسه شده است. با بررسی جدول 2 مشخص می‌گردد که میزان خطا در سطح‌های تنش پایین، بیشتر بوده و بیشترین خطا در سطح تنش 14 مگاپاسکال ایجاد شده است. مطابق با مدل مایکرومکانیکی ارائه شده، سطح تنش وارد شده به کامپوزیت بین الیاف و

فرض بر این است که کامپوزیت LFT با یک کامپوزیت UD که در آن راستای الیاف و بارگذاری هم‌جهت باشند، جایگزین شده است. بدین صورت که در زمان تحلیل کامپوزیت LFT با بارگذاری در جهت الیاف، یک کامپوزیت UD تک لایه صفر درجه جایگزین می‌گردد. همچنین در زمان تحلیل کامپوزیت LFT با بارگذاری عمود بر الیاف، یک کامپوزیت UD تک لایه صفر درجه دیگر جایگزین می‌شود. در هر دو حالت جایگزینی، جهت بارگذاری و جهت الیاف در کامپوزیت UD هم‌جهت هستند. همچنین هر یک از تک لایه‌های کامپوزیتی به صورت جداگانه تحلیل می‌شوند.

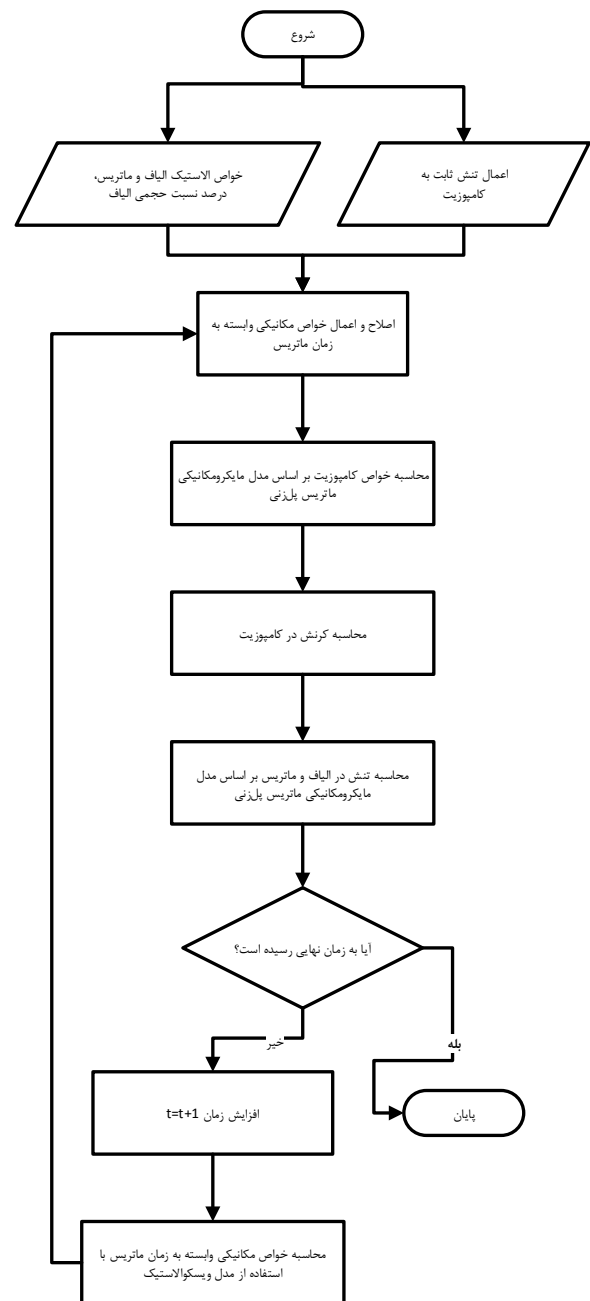


Fig. 3 Developed micromechanical model's flow chart used in modeling of creep behavior for fiber-reinforced thermoplastic composite

شکل 3 نمودار گردش مدل مایکرومکانیکی توسعه داده شده جهت مدل‌سازی رفتار خزشی کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف

استفاده از مدل مایکرومکانیکی ارائه شده، در کسر حجمی‌های مختلفی انجام شد. مدل‌سازی مایکرومکانیکی در سطح‌های تنش‌ی که نتایج تجربی موجود هستند، انجام گردید. سپس، میزان خطای نسبی برای مقادیر کرنش در ابتدای آزمون محاسبه شد. کسر حجمی الیاف با کمترین میزان خطای نسبی در ابتدای آزمون، در جدول 3 و در ستون در جهت طولی درج گردید. همین فرآیند برای بارگذاری کامپوزیت LFT در جهت عمود بر الیاف نیز تکرار شد. نتایج در جدول 3 و در ستون در جهت عرضی درج گردید. به عبارت دیگر در مدل مایکرومکانیکی حاضر، به جای مدل‌سازی مستقیم خزش در کامپوزیت LFT، رفتار خزشی در کامپوزیت UD معادل بررسی و مطالعه شده است. برای این منظور، کامپوزیت UD معادل معرفی شده است که بتواند رفتار کامپوزیت LFT را به خوبی نمایندگی کند. جدول 3، مقادیر کسر حجمی اصلاح‌شده در کامپوزیت UD معادل را نشان می‌دهد. این رویکرد امکان استفاده از روش‌های مایکرومکانیکی ساده‌تر را فراهم می‌کند، در حالی که همچنان توانایی دارد رفتار خزشی کامپوزیت LFT را منعکس نماید.

جدول 3 معادل‌سازی درصد حجمی کامپوزیت LFT با کامپوزیت UD در جهت اصلی الیاف و عمود بر جهت اصلی الیاف

Table 3 Equality of volume fraction of LFT composite with UD composite in the main direction and perpendicular to the main direction of the fibers

کسر حجمی الیاف UD	کسر حجمی الیاف UD	کسر حجمی الیاف کامپوزیت LFT
در جهت عرضی	در جهت طولی	
% 0.45	% 2.1	% 3.8
% 1	% 3.5	% 8.1
% 1.5	% 6.2	% 13.2

مطابق با جدول 3، کسر حجمی الیاف موجود در کامپوزیت LFT را می‌توان به نحوی در نظر گرفت که این الیاف بلند را با الیاف پیوسته در جهت طولی (اعمال بار) و عرضی (عمود بر اعمال بار)، شبیه‌سازی نمود. مطابق جدول 3، 43 الی 55 درصد الیاف در جهت طولی و 11 الی 13 درصد الیاف در جهت عرضی توزیع می‌شوند. با توجه به جدول 3، مقایسه کمی کسر حجمی الیاف نشان می‌دهد که کسر حجمی کامپوزیت LFT، بیش‌تر از مجموع کسر حجمی کامپوزیت‌های UD معادل ارائه شده در این جدول است. به عبارت دیگر با در نظر گرفتن توزیع واقعی الیاف در کامپوزیت LFT، توزیع الیاف را می‌توان صرفاً در دو راستای طولی و عرضی فرض نمود. با این فرض، اگرچه توزیع الیاف در راستاهای دیگر انکار نمی‌شود، اما تأثیر آن با استفاده از رویکرد توسعه داده شده در محاسبات ناچیز فرض شده است.

نمودارهای بدست آمده از مقایسه نتایج آزمایشگاهی [8] و مدل مایکرومکانیکی توسعه داده شده در شکل 6 الی شکل 11 نشان داده شده است. با بررسی شکل 6 الی شکل 11 میزان خطا در زمان‌های انتهایی آزمون کرنش-زمان با یکدیگر مقایسه و در جدول 4 ارائه شده است.

نتایج جدول 4 و جدول 5 نشان می‌دهد که حداکثر خطا در مدل ارائه شده 10 درصد است که می‌تواند دلایل متعددی داشته باشد. اول اینکه در روش تولید کامپوزیت‌های LFT است که احتمال تغییر در چیدمان الیاف در هر سطح مقطع با سطح مقطع بعدی متفاوت است. دوم اینکه مطابق با جدول 3، کل کسر حجمی الیاف کامپوزیت LFT با کامپوزیت‌های UD در جهت طولی و عرضی جایگزین نشده است و مقداری از الیاف در جهت‌های دیگر توزیع شده است که خود می‌تواند دلیلی بر ایجاد خطا باشد.

ماتریس توزیع می‌گردد و الیاف و ماتریس بسته به شرایط خود، بار اعمال شده را تحمل می‌کنند. در نتیجه می‌توان گفت که خطای 12 درصدی در سطح تنش 14 مگاپاسکال ناشی از کمبود نتایج تجربی در آزمون کرنش-زمان ماده PEEK خالص است.

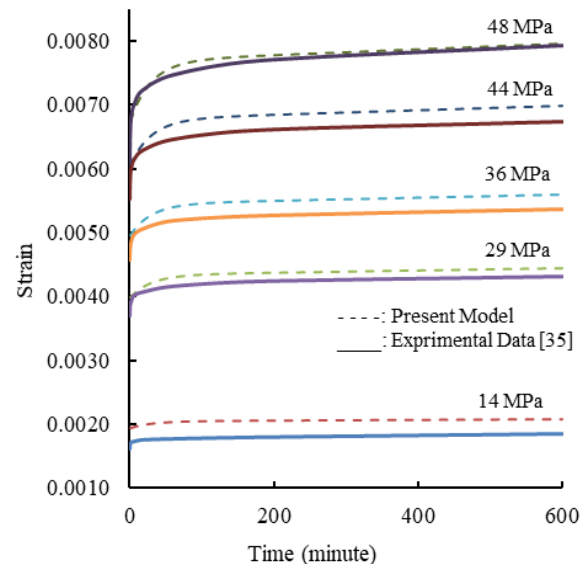


Fig. 5 Comparison between experimental data [35] with present micromechanics model for carbon/PEEK, $V_f=60\%$ [90°] at 100 °C

شکل 5 مقایسه نتایج تجربی [35] با مدل مایکرومکانیکی در دمای 100 درجه سانتی‌گراد برای کامپوزیت کربن/PEEK، $V_f=60\%$ در جهت عمود بر الیاف

جدول 2 مقایسه کرنش در زمان 600 دقیقه بین نتایج تجربی [35] و مدل ارائه شده

Table 2 Comparison of strain over 600 minutes between experimental results [35] and the presented model

سطح تنش (MPa)	مدل مایکرومکانیکی حاضر	نتایج تجربی	درصد خطا
14	0.002071	0.001843	-12%
29	0.004433	0.004314	-3%
36	0.005594	0.005373	-4%
44	0.006978	0.006978	0%
48	0.00795	0.007922	0%

4-2- بخش دوم (کامپوزیت شیشه/پلی پروپیلن با الیاف بلند-LFT)

در مرجع [8] سه نمونه کامپوزیت LFT با کسر حجمی الیاف 3.8٪، 8.1٪ و 13.2٪ تحت آزمون خزش قرار گرفته‌اند. تلاش بر آن است که الیاف در کامپوزیت‌های LFT در یک جهت توزیع گردد، اما در واقعیت توزیع الیاف در دیگر جهات اجتناب ناپذیر است. جهت تحلیل و بررسی رفتار این نوع کامپوزیت‌ها ابتدا باید درصد توزیع و جهت قرارگیری الیاف را با استفاده از اسکن سه‌بعدی بررسی و سپس با استفاده از روش‌های پیچیده و زمانبر، تعیین و بررسی نمود. در این مطالعه رفتار کامپوزیت LFT در جهت اصلی و عمود بر آن با رفتار کامپوزیت UD معادل شده است. بنابراین با استفاده از مدل مایکرومکانیکی توسعه داده شده و با مدل‌سازی‌های کامپوزیت‌ها با کسر حجمی‌های متفاوت سعی در معادل‌سازی کامپوزیت‌های LFT با کامپوزیت UD شده است. بر همین اساس نتایج جدول 3 بدست آمده است.

جدول 3 با استفاده از یک فرآیند تطبیق نتایج عددی و تجربی بدست آمده است. در این فرآیند با استفاده از نتایج تجربی مرجع [8]، برای بارگذاری کامپوزیت LFT در جهت الیاف، مدل‌سازی با کامپوزیت UD صفر درجه با

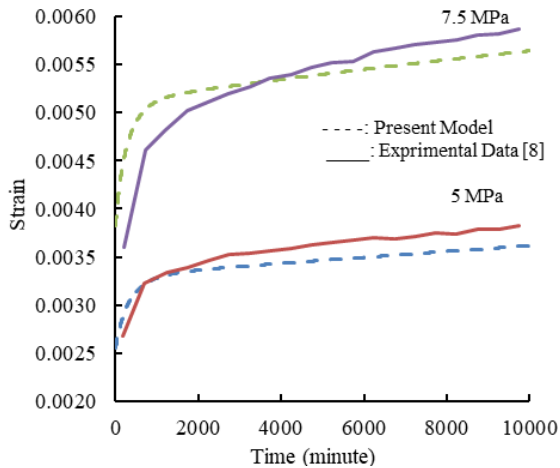


Fig. 9 1% UD composite equivalent to 8.1% LFT composite when load and fibers are perpendicular
 شکل 9 کامپوزیت UD 1% معادل با کامپوزیت LFT 8.1%. جهت اعمال بار عمود بر الیاف است.

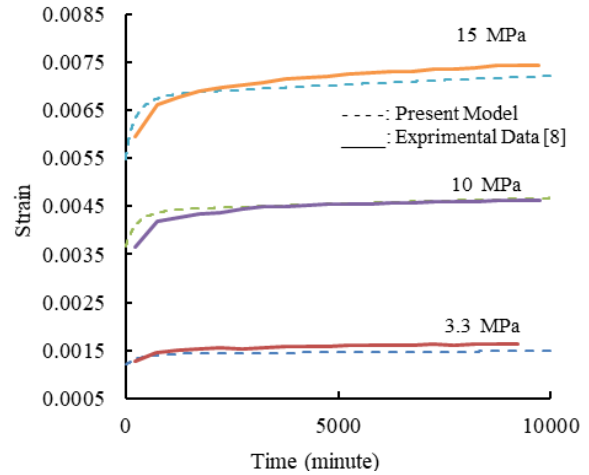


Fig. 6 2.1% UD composite equivalent to 3.8% LFT composite when load and fibers are aligned in the same direction
 شکل 6 کامپوزیت UD 2.1% معادل با کامپوزیت LFT 3.8%. جهت اعمال بار و الیاف یکی است.

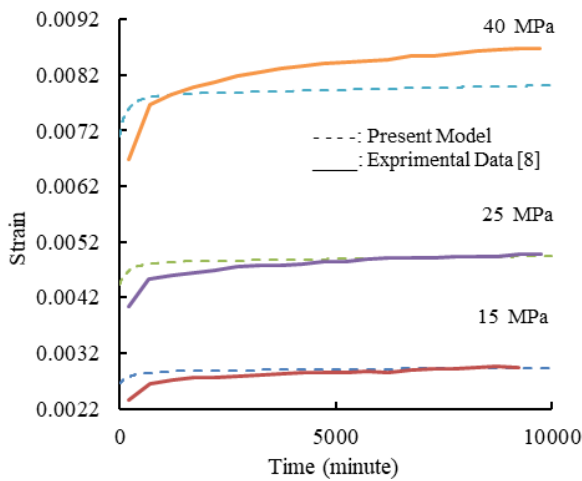


Fig. 10 6.2% UD composite equivalent to 13.2% LFT composite when load and fibers are aligned in the same direction
 شکل 10 کامپوزیت UD 6.2% معادل با کامپوزیت LFT 13.2%. جهت اعمال بار و الیاف یکی است.

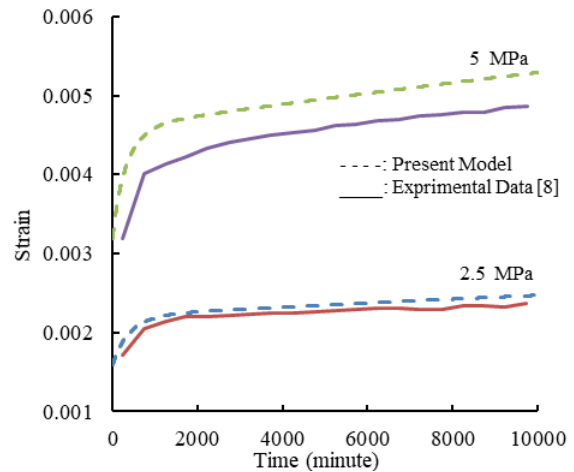


Fig. 7 4.5% UD composite equivalent to 3.8% LFT composite when load and fibers are perpendicular
 شکل 7 کامپوزیت UD 4.5% معادل با کامپوزیت LFT 3.8%. جهت اعمال بار عمود بر الیاف است.

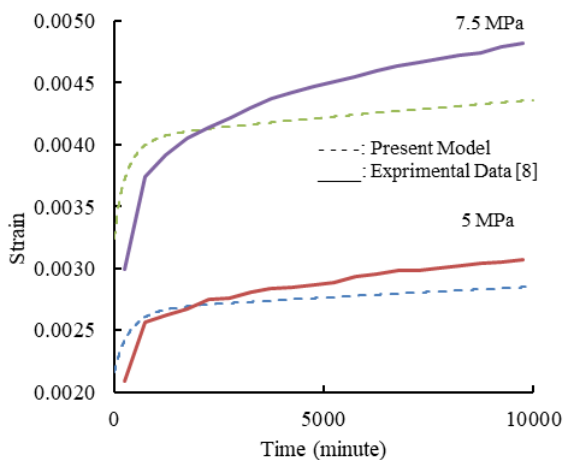


Fig. 11 1.5% UD composite equivalent to 13.2% LFT composite when load and fibers are perpendicular
 شکل 11 کامپوزیت UD 1.5% معادل با کامپوزیت LFT 13.2%. جهت اعمال بار عمود بر الیاف است.

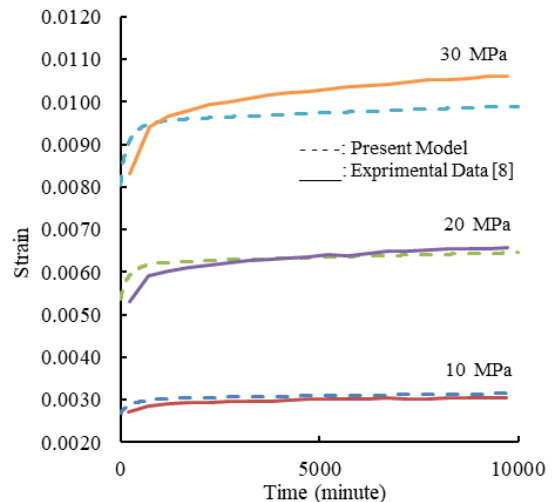


Fig. 8 3.5% UD composite equivalent to 8.1% LFT composite when load and fibers are aligned in the same direction
 شکل 8 کامپوزیت UD 3.5% معادل با کامپوزیت LFT 8.1%. جهت اعمال بار و الیاف یکی است.

3- مدل مایکرومکانیکی ارائه شده جهت بررسی رفتار خزشی کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف کربن پیوسته (UD) دقت خوبی دارد. بیشترین اختلاف بین نتایج تجربی و مدل توسعه داده شده، حداکثر 12 درصد است.

4- روش‌های موجود برای بررسی رفتار خزشی کامپوزیت ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف بلند LFT بسیار زمانبر و نیازمند آزمون‌های متفاوت، پیچیده و گرانی است. مدل مایکرومکانیکی ارائه شده به سادگی و با تقریب خوبی توانایی مدل‌سازی و پیش‌بینی رفتار خزشی کامپوزیت‌های LFT را نیز دارد. بیشترین اختلاف بین نتایج تجربی و مدل مایکرومکانیکی ارائه شده برای کامپوزیت شیشه/پلی‌پروپیلن با الیاف بلند، حداکثر 10 درصد است. همچنین لازم به ذکر است که در نهایت، مدل مایکرومکانیکی ارائه شده برای بررسی رفتار کامپوزیت‌های LFT، یک روش مدل‌سازی با فرضیات خاص خود است که مانند هر روش دیگری، دارای مزایا و محدودیت‌هایی می‌باشد.

6- فهرست علائم

E_1 ضریب سفتی فنر اول (Nm^{-2})
E_2 ضریب سفتی فنر دوم (Nm^{-2})
η_2 ضریب میرایی دمپر دوم ($Nm^{-2}S$)
$\{d\sigma_i\}$ تنش برشی و نرمال
ϵ_c کرنش خزشی
σ_0 سطح تنش خزشی (MPa)
t زمان
m شیب خط
$[A]$ ماتریس پل‌زنی
$[B]$ ماتریس وابسته به ماتریس پل‌زنی
$[S]$ ماتریس نرمی لحظه‌ای
$[I]$ ماتریس واحد
V درصد حجمی
E_{11} مدول الاستیک لحظه‌ای در جهت الیاف
E_{22} مدول الاستیک لحظه‌ای در جهت عمود بر الیاف
علائم یونانی
σ تنش (Nm^{-2})
ϵ کرنش
η_1 ضریب میرایی دمپر اول ($Nm^{-2}S$)
بالانویس‌ها
f الیاف
m ماتریس
k تعداد لایه
زیرنویس‌ها
f الیاف
m ماتریس
11 در جهت الیاف
22 در جهت عمود بر الیاف

7- مراجع

- [1] Schapery, R. A., "A Theory of Nonlinear Thermoelastoplasticity Based on Irreversible Thermodynamics," Proc. 5th U.S. National Congress of Applied Mechanics, No. March 1966, pp. 511-530, 1966.

جدول 4 درصد خطای نسبی بین نتایج تجربی [8] و مدل حاضر در راستای الیاف
Table 4 Percentage of relative error between experimental results [8] and the present model in the fiber direction

سطح تنش (MPa)	نتایج تجربی	مدل حاضر	خطا %	کامپوزیت LFT
3.3	0.001634	0.001492	-7.9	% 3.8
10	0.004634	0.004675	% 1	% 3.8
15	0.00742	0.007214	-7.3	% 3.8
10	0.003058	0.003147	% 3	% 8.1
20	0.006567	0.006456	-7.2	% 8.1
30	0.010608	0.009893	-7.7	% 8.1
15	0.002939	0.002935	% 0	% 13.2
25	0.004984	0.00494	-7.1	% 13.2
40	0.008685	0.008009	-7.8	% 13.2

جدول 5 درصد خطای نسبی بین نتایج تجربی [8] و مدل حاضر در جهت عمود بر الیاف
Table 5. Percentage of relative error between experimental results [8] and the present model in the perpendicular direction to the fibers

سطح تنش (MPa)	نتایج تجربی	مدل حاضر	خطا %	کامپوزیت LFT
2.5	0.002367	0.002465	% 4	% 3.8
5	0.004857	0.005274	% 9	% 3.8
5	0.00383	0.003608	-7.6	% 8.1
7.5	0.005872	0.005631	-7.4	% 8.1
5	0.003068	0.002848	-7.7	% 13.2
7.5	0.004818	0.004355	-7.10	% 13.2

5- نتیجه‌گیری

استفاده از کامپوزیت‌های ترموپلاستیک به دلیل خصوصیات قابل توجه آن‌ها در صنایع مختلف رو به افزایش است. تحقیق حاضر، روش مایکرومکانیکی نوینی را برای پیش‌بینی رفتار خزشی درازمدت کامپوزیت‌های ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف پیوسته (UD) و بلند (LFT) معرفی می‌کند. بدین منظور ابتدا ماتریس ترموپلاستیک با استفاده از مدل چهار عنصری برگر مدل‌سازی شد، که دقت بالای این مدل در پیش‌بینی رفتار خزشی کوتاه‌مدت و درازمدت نشان داده شد. همچنین با مقایسه نتایج تجربی موجود نیز اعتبارسنجی گردید. سپس یک مدل مایکرومکانیکی جهت پیش‌بینی رفتار خزشی کامپوزیت‌های ترموپلاستیک تقویت‌شده با الیاف پیوسته (UD) و بررسی تأثیر رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی ماتریس ترموپلاستیک بر رفتار خزشی کامپوزیت‌ها، توسعه داده شد.

در این مطالعه، علاوه بر بررسی کامپوزیت‌های تک‌جهته (UD)، ترموپلاستیک‌های تقویت‌شده با الیاف بلند (LFT) نیز مورد تحلیل قرار گرفته‌اند. برای کامپوزیت‌های LFT یک روش جهت معادل‌سازی رفتار خزشی این کامپوزیت‌ها با کامپوزیت‌های UD معرفی و ارائه گردید. نتایج مدل‌سازی با نتایج تجربی مقایسه‌شده و دقت بالای مدل‌ها در پیش‌بینی رفتار خزشی کامپوزیت‌های UD و LFT تأیید شده است. بنابراین نتایج به دست آمده از این تحقیق به صورت خلاصه عبارتند از:

- 1- مدل چهار المانه برگر برای بررسی رفتار خزشی مواد ترموپلاستیک از جمله PEEK و پلی‌اتیلن، دقت بالایی دارد.
- 2- مدل مایکرومکانیکی ارائه شده تنها با داشتن خواص خزشی ماده ویسکوالاستیک، خواص الاستیک الیاف و کسر حجمی الیاف توانایی پیش‌بینی و مدل‌سازی رفتار کامپوزیت UD را دارد.

- [19] Shishesaz, M., and Reza, A., "The Effect of Viscoelasticity of Polymeric Adhesives on Shear Stress Distribution in a Single-Lap Joint," *The Journal of Adhesion*, Vol. 89, No. 11, pp. 859–880, Nov. 2013, doi: 10.1080/00218464.2012.750581.
- [20] Lai, J., and Bakker, A., "Analysis of the Non-Linear Creep of High-Density Polyethylene," *Polymer*, No. 1, pp. 93–99, 1995, doi: 10.1016/0032-3861(95)90680-z.
- [21] Chen, C. H., Chang, Y. H., "Micromechanics and Creep Behavior of Fiber-Reinforced Polyether-Ether-Keton Composites," *J. com*, vol. 29, no. 3, pp. 359–371, 1995.
- [22] Zhang, Y., Xia, Z., and Ellyin, F., "Nonlinear Viscoelastic Micromechanical Analysis of Fiber-Reinforced Polymer Laminates with Damage Evolution," *International Journal of Solids Structures*, Vol. 42, No. 2, pp. 591–604, 2005, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2004.06.021.
- [23] Shokrieh, Z., Shokrieh, M. M., "A Modified Micromechanical Model to Predict the Creep Modulus of Polymeric Nanocomposites," *Polymer Testing*, vol. 65, pp. 414–419, 2018.
- [24] Hassanzadeh-Aghdam, M. K., Ansari, R., and Darvizeh, A., "Multi-Stage Micromechanical Modeling of Effective Elastic Properties of Carbon Fiber/Carbon Nanotube-Reinforced Polymer Hybrid Composites," *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, Vol. 26, No. 24, pp. 1–15, 2019, doi: 10.1080/15376494.2018.1472336.
- [25] Pulungan, D., et al., "Identifying Design Parameters Controlling Damage Behaviors of Continuous Fiber-Reinforced Thermoplastic Composites Using Micromechanics as A Virtual Testing Tool," *International Journal of Solids and Structure*, Vol. 117, No. April, pp. 1–23, 2017, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2017.03.026.
- [26] Katouzian, M., and Vlase, S., "Creep Response of Neat and Carbon-Fiber-Reinforced PEEK and Epoxy Determined Using a Micromechanical Model," *Symmetry*, Vol. 12, pp. 1–20, 2020, doi: 10.3390/sym12101680.
- [27] Möglinger, B., "The Determination of a General Time Creep Compliance Relation of Linear Viscoelastic Materials Under Constant Load and Its Extension to Nonlinear Viscoelastic Behavior for the Burger Model," *Rheologica Acta*, Vol. 32, No. 4, pp. 370–379, 1993, doi: 10.1007/BF00435083.
- [28] Liu, H., "Material Modelling for Structural Analysis of Polyethylene," MSc. Thesis, Waterloo University, Ontario, Canada, 2007.
- [29] Sezer, S., Ataoglu, S., Gulluoglu, A. N., and Kadioglu, N., "An Analytical Model for Compressive Creep Behavior of HDPE Used in Plastic Pipe Manufacturing," *Polymer- Plastic Technology and Engineering*, Vol. 47, No. 12, pp. 1302–1307, 2008, doi: 10.1080/03602550802497982.
- [30] Sepiani, H., "Nonlinear Macromechanical Analysis of Polymeric Materials," PhD. Thesis, Waterloo University, Ontario, Canada, 2017.
- [31] Muñoz-Rojas, P. A., et al., "Modeling Nonlinear Viscoelastic Behavior of High-Density Polyethylene (HDPE): Application of Stress-Time Equivalence Versus Interpolation of Rheological Properties," *Brazilian Society of Mechanical Engineering*, no. July, 2011.
- [32] Li, Z., Lei, M., "A Multiscale Viscoelastic Constitutive Model Of Unidirectional Carbon Fiber Reinforced PEEK Over A Wide Temperature Range," *Composite Structure*, 2023, doi: 10.1016/j.compstruct.2023.117258
- [33] Li, J., Liu, Z., "Temperature-dependent creep damage mechanism and prediction model of fiber-reinforced phenolic resin composites," *International Journal of Mechanical Sciences*, 2024, doi: 10.1016/j.ijmeosci.2024.109477
- [34] Huang, Z. M., "Micromechanical Modeling of Fatigue Strength of Unidirectional Fibrous Composites," *International Journal of Fatigue*, Vol. 24, No. 6, pp. 659–670, 2002, doi: 10.1016/S0142-1123(01)00185-2.
- [2] Schapery, R. A., "Further Development of a Thermodynamic Constitutive Theory: Stress Formulation," *Technical Research for US Air Force*, 1969.
- [3] Schapery, R. A., "On the Characterization of Nonlinear Viscoelastic Materials," *Polymer Engineering Science*, Vol. 9, Vo. 4, pp. 295–310, 1969, doi: 10.1002/pen.760090410.
- [4] Findley, "Creep and Relaxation of Nonlinear Viscoelastic Materials," Dover Publishing INC, New York, pp. 178–220, 1978.
- [5] Yeow, M., "The Time-Temperature Behavior of a Unidirectional Graphite-Epoxy Composite," *Technical Research for NASA*, 1978.
- [6] Zaoutos, S.P., Papanicolaou, G. C., and Cardon, A. H., "On the Non-Linear Viscoelastic Behavior of Polymer-Matrix Composites," *Composite Science and Technology*, Vol. 58, pp. 883–889, 1998, doi: 10.1016/S0266-3538(97)00195-4.
- [7] Dasappa, P., Lee-Sullivan, P., Xiao, X., "Tensile Creep of a Long-Fiber Glass Mat Thermoplastic Composite. I. Short-Term Tests," *Polymer Composites*, pp. 1146–1157, 2009, doi: 10.1002/pc.
- [8] Fliegner, S., Hohe, J., and Gumbsch, P., "The Creep Behavior of Long Fiber Reinforced Thermoplastics Examined by Microstructural Simulations," *Composites Science and Technology*, Vol. 131, pp. 1–11, 2016, doi: 10.1016/j.compscitech.2016.05.006.
- [9] Fliegner, S and Hohe J., "An Anisotropic Creep Model for Continuously and Discontinuously Fiber Reinforced Thermoplastics," *Composite Science and Technology*, Vol. 194, No. April 2019, pp. 1–11, 2020, doi: 10.1016/j.compscitech.2020.108168.
- [10] Zhang, Y. Y., et al., "Tensile Creep Behavior of Short-Carbon-Fiber Reinforced Polyetherimide Composites," *Composites, Part B: Engineering*, Vol. 212, No. February, pp. 1–8, 2021, doi: 10.1016/j.compositesb.2021.108717.
- [11] Kyzy, B. K., et al., "Creep Study of Glass Reinforced Polypropylene: Effect of Temperature and Presence of Notches," *Engineering Failure Analysis*, Vol. 128, pp. 1–14, 2021, doi: 10.1016/j.engfailanal.2021.105624.
- [12] Corveleyn, S., et al., "Long-Term Creep Behavior of a Short Carbon Fiber-Reinforced PEEK at High Temperature: Experimental and Modeling Approach," *Composite Structures*, Vol. 290, No. March, pp. 1–5, 2022, doi: 10.1016/j.compstruct.2022.115485.
- [13] Zhang, Y., et al., "Experimental and Theoretical Investigations of the Viscoelastic Behavior of Short Carbon Fiber Reinforced Polyetherimide Composites," *Composite Structure*, Vol. 298, No. August, pp. 1–8, 2022, doi: 10.1016/j.compstruct.2022.116016.
- [14] Wen, Y. F., Gibson, R. F., and Sullivan, J. L., "Prediction of Momentary Transverse Creep Behavior of Thermoplastic Polymer Matrix Composites Using Micromechanical Models," *Journal of Composite Materials*, vol. 31, no. 21. pp. 2124–2145, 1997, doi: 10.1177/002199839703102101.
- [15] Mishani, S., "Investigation of Fatigue Failure in Composite Versus Steel Coiled Tube for Application in Mine Site Drilling," PhD Thesis, Curtin University, Australia, 2017.
- [16] Ashrafzadeh, H., Schultz, R., Xu, B., and Mertiny, P., "Development of a Novel Technique Using Finite Element Method to Simulate Creep in Thermoplastic Fiber Reinforced Polymer Composite Pipe Structures," *Pressure Vessels & Piping Conference*, August. 2020, doi: 10.1115/pvp2020-21529.
- [17] Zhang, C. and Moore, I., "Nonlinear Mechanical Response of High-Density Polyethylene. Part II: Uniaxial Constitutive Modeling," *Polymer Engineering and Science*, Vol. 37, No. 2, pp. 414–420, 1997.
- [18] Hadid, M., Rechak, S., and Zouani, A., "Empirical Nonlinear Viscoelastic Model for Injection Molded Thermoplastic Composite," *Polymer Composites*, Vol. 23, No. 5, pp. 771–778, 2002, doi: 10.1002/pc.10475.

- [35] Katouzian, M., "On the Effect of Temperature on the Creep Behavior of Neat and Carbon Fiber Reinforced PEEK and Epoxy Resin," *Journal of Composite Materials*, Vol. 29, No. 3, pp. 372–387, 1995.
- [36] Katouzian, M., and Vlase, S., "Creep response of carbon-fiber-reinforced composite using homogenization method," *Polymers*, Vol. 13, No. 6, pp. 1–20, 2021, doi: 10.3390/polym13060867.
- [37] Fliegner, S., and Hohe, J., "An anisotropic creep model for continuously and discontinuously fiber reinforced thermoplastics," *Composites Science and Technology*, Vol. 194, No. April, pp. 1–11, 2020, doi: 10.1016/j.compscitech.2020.108168.
- [38] Huang, Z. M., "Simulation of The Mechanical Properties of Fibrous Composites by the Bridging Micromechanics Model," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 32, No. 2, pp. 143–172, 2001, doi: 10.1016/S1359-835X(00)00142-1.
- [39] Dasappa, P., Lee-Sullivan, P., Xiao, X., "Tensile Creep of a Long-Fibre Glass Mat Thermoplastic (GMT) Composite. II. Viscoelastic-Viscoplastic Constitutive Modeling," *Polymer Composites*, Vol. 16, No. 2, pp. 101–113, 2008, doi: 10.1002/pc.
- [40] Goertzen, W. K., and Kessler, M. R., "Creep Behavior of Carbon Fiber/Epoxy Matrix Composites," *Material Science and Engineering A*, Vol. 421, pp. 217–225, 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.01.063.
- [41] Haj-Ali, R. M., and Muliana, A. H., "A Multi-Scale Constitutive Formulation for the Nonlinear Viscoelastic Analysis of Laminated Composite Materials And Structures," *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 41, No. 13, pp. 3461–3490, 2004, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2004.02.008.
- [42] Huang, Z. M., "Strength of Fibrous Composites" Springer, China, First Edition, pp. 99-145, 2011.
- [43] Huang, Z. M., "Micromechanical Strength Formulae of Unidirectional Composites," *Materials Letters*, Vol. 40, No. 4, pp. 164–169, Aug. 1999, doi: 10.1016/S0167-577X(99)00069-5.
- [44] Tuttle, M. E., and Brinson, H. F., "Prediction of the Long-Term Creep Compliance of General Composite Laminates," *Experimental Mechanics*, Vol. 26, No. 1, pp. 89–102, 1986, doi: 10.1007/BF02319961.
- [45] Reza, A., and Shishesaz, M., "Transient Load Concentration Factor Due to a Sudden Break of Fibers in the Viscoelastic PMC Under Tensile Loading," *International Journal of Solids Structures*, Vol. 88–89, pp. 1–10, 2016, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2016.04.005.
- [46] Jafaripour, M., and Taheri-Behrooz, F., "Creep Behavior Modeling of Polymeric Composites Using Schapery Model Based on Micro-Macromechanical Approaches," *European Journal of Mechanics A/Solids*, Vol. 81, No. July 2019, pp. 1-9, 2020, doi: 10.1016/j.euromechsol.2020.103963.
- [47] Xu, Y., Wu, Q., Lei, Y., and Yao, F., "Creep Behavior of Bagasse Fiber Reinforced Polymer Composites," *Bioresource Technology*, Vol. 101, No. 9, pp. 3280–3286, May 2010, doi: 10.1016/j.biortech.2009.12.072.
- [48] Brauner, C., Herrmann, A. S., Niemeier, P. M., and Schubert, K., "Analysis of the Non-Linear Load and Temperature-Dependent Creep Behaviour of Thermoplastic Composite Materials," *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Vol. 30, No. 3, pp. 1–16, 2017, doi: 10.1177/0892705715598359.
- [49] Chevali, V. S., Dean, D., and Janowski, G. M., "Flexural Creep Behavior of Discontinuous Thermoplastic Composites: Non-Linear Viscoelastic Modeling and Time—Temperature—Stress Superposition," *Composites Part A: Applied Science and Manufacture*, 2009, doi: 10.1016/j.compositesa.2009.04.012.
- [50] S. Fliegner, "Micromechanical Finite Element Modeling of Long Fiber Reinforced Thermoplastics," PhD. Thesis, Karlsruhe Institute of Technology University, Frankfurt, Germany, 2015.
- [51] Crawford, R. J., "Plastics Engineering", Butterworth Heinemann, New York, Third Edition, 1998