



مدل دینامیکی ساختاری - مایکرومکانیکی برای پیش‌بینی رفتار برشی دینامیکی کامپوزیت شیشه/اپوکسی

محمود مهرداد شکرپه^{۱*}، علی‌رضا شماعی کاشانی^۲، رضا مسلمانی^۳

- ۱- استاد، آزمایشگاه تحقیقاتی کامپوزیت، قطب علمی مکانیک جامدات تجربی و دینامیک، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران
 ۲- دانشجوی کارشناسی ارشد، آزمایشگاه تحقیقاتی کامپوزیت، قطب علمی مکانیک جامدات تجربی و دینامیک، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران
 ۳- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز
 * تهران، صندوق پستی ۱۳۱۱۴-۱۶۸۴۶، shokrieh@iust.ac.ir

اطلاعات مقاله

دریافت: ۹۴/۱۰/۹

پذیرش: ۹۵/۱/۱۵

کلیدواژگان:

مدل ساختاری
نرخ کرنش
مواد پلیمری
مایکرومکانیک
خواص برشی

چکیده

به دلیل کاربرد گسترده مواد پلیمری، لازم است مدلی ساختاری وابسته به نرخ کرنش برای پیش‌بینی رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش این دسته از مواد ارائه شود. در این تحقیق، ابتدا مدل ساختاری دینامیکی تعمیم‌یافته بر اساس نتایج آزمایشگاهی برای پلیمرهای مختلف ارائه می‌شود. بدین منظور نتایج آزمایشی پلیمرهای گرماسخت و گرمانرم مختلف استفاده و مدل فوق ارزیابی می‌شود. این مدل شامل سه بخش است، که بخش اول برای پیش‌بینی رفتار الاستیک پلیمرهای مختلف ارائه شده است. ضمناً، مدل در بخش دوم رفتار غیرخطی پلیمرها را با اصلاح مدل ساختاری جانسون-کوک و در بخش سوم، مدل حاضر استحکام نهایی پلیمر را پیش‌بینی می‌کند. در ادامه با ترکیب مناسب مدل ساختاری دینامیکی تعمیم‌یافته حاضر و مدل مایکرومکانیکی پلاستیسیته هوانگ، رفتار برشی کامپوزیت تک‌جهته شیشه/اپوکسی پیش‌بینی می‌شود. مدل فوق که مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی نامیده می‌شود، توانایی پیش‌بینی رفتار ماده در مقادیر دلخواه از کسر حجمی الیاف و نرخ کرنش را داراست و بدین ترتیب نیاز به انجام آزمایش‌های مشخصه‌سازی را به نحو چشمگیری کاهش می‌دهد. در انتها نشان داده می‌شود که مدل ساختاری دینامیکی تعمیم‌یافته و مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی به ترتیب رفتار وابسته به نرخ کرنش پلیمرهای خالص و کامپوزیت‌ها را به خوبی پیش‌بینی می‌کنند.

Dynamic constitutive-micromechanical model to predict dynamic shear behavior of glass/epoxy composites

Mahmood Mehrdad Shokrieh^{1*}, Ali Reza Kashani¹, Reza Mosalmani²

1- Composites Research Laboratory, Center of Excellence in Experimental Solid Mechanics, School of Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

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

* P.O.B. 16846-13114, Tehran, Iran, shokrieh@iust.ac.ir

Keywords

Constitutive model
Strain rate
Polymeric material
Micromechanics
Shear properties

Abstract

Due to the wide applications of polymeric materials, it is necessary to develop a dynamic constitutive model to investigate their strain rate dependent mechanical behavior. In this study, the generalized strain rate dependent constitutive model was developed based on the experimental results of polymers. The experimental data of thermoset and thermoplastic polymers were used to evaluate the model. The present model includes three main components; the first component expresses the elastic stress-strain behavior of polymers. The second component models the nonlinear stress-strain behavior of the material using the Johnson-Cook model and the third component predicts the ultimate strength of polymers. Then, by combining the generalized strain rate dependent constitutive model and the plasticity micromechanical model of Huang, the shear behavior of glass/epoxy composites is predicted. This model, called dynamic constitutive-micromechanical model, removed dependency of composite mechanical behavior to the fiber volume fraction and the strain rate. Therefore, experimental characterization was reduced significantly. Finally, it was shown that the generalized strain rate dependent constitutive model and the dynamic constitutive-micromechanical model predicted the mechanical behavior of neat polymers and glass/epoxy composites respectively, with good accuracies.

Please cite this article using:

Shokrieh, M. M. Kashani, A. R. and Mosalmani, R., "Dynamic constitutive-micromechanical model to predict dynamic shear behavior of glass/epoxy composites", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 3, No. 3, pp. 291-300, 2016.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

۱- مقدمه

استفاده از مواد پلیمری به علت خواص مکانیکی قابل توجه آن‌ها، به صورت خالص و یا به‌عنوان ماده زمینه در کامپوزیت‌ها به طور فزاینده‌ای در حال گسترش است. نشان داده شده است که در رفتار برشی، فاز زمینه کامپوزیت به نسبت الیاف نقش پررنگ‌تری دارد. فاز زمینه کامپوزیت معمولاً دارای رفتار مکانیکی غیرخطی قابل توجهی می‌باشند که این مسئله، تحلیل و مدل‌سازی آنها را دشوارتر می‌سازد. مشخصه‌سازی آزمایشی رفتار مکانیکی پلیمرها و به‌طور کلی مواد پلیمری بسیار زمان و هزینه‌بر است؛ از این رو ارائه مدلی ساختاری وابسته به نرخ کرنش برای پیش‌بینی رفتار مکانیکی فاز زمینه و همچنین برش داخل صفحه‌ای کامپوزیت ضروری به نظر می‌رسد.

اگرچه رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش پلیمرهای خالص بسیار محدود بررسی شده است، این رفتار در فلزات توسط محققین زیادی مورد بررسی قرار گرفته است [۱-۳]. بودنر و پارتوم [۱] مدلی ساختاری برای مدل‌سازی رفتار الاستو-ویسکوپلاستیک فلزات تحت تغییرشکل‌های بزرگ و در نرخ کرنش دلخواه ارائه و صحت مدل خود را برای تیتانیوم نشان دادند. جانسون و کوک [۲] با انجام آزمایش‌های کشش و پیچش و آزمایش دینامیکی میله هاپکینسون، مدلی نیمه تجربی برای پیش‌بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش فلزات مختلف ارائه دادند. مدل فوق برای برخی فلزات از جمله مس و آهن پاسخ مناسبی ارائه می‌دهد. زرلی و آرمسترانگ [۳] بر اساس حرکت نابجایی‌های فعال شده با حرارت، سه مدل ساختاری برای فلزات با ساختار FCC، BCC و HCP ارائه دادند.

نشان داده شده است که مدل‌های ساختاری بودنر-پارتوم، جانسون-کوک و زرلی-آرمسترانگ، رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش تمام فلزات را به خوبی پیش‌بینی نمی‌کنند. بنابراین محققان زیادی این مدل‌ها را برای پیش‌بینی رفتار سایر مواد فلزی اصلاح کردند [۴،۵]. مدل بودنر-پارتوم رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش فلزاتی را که رفتار کارسختی زیادی از خود نشان می‌دهند، مانند مس OFHC، به خوبی پیش‌بینی نمی‌کند؛ بنابراین بودنر و مرزر [۴] این مدل را برای پیش‌بینی رفتار مس OFHC اصلاح کردند. میر [۵] با اصلاح مدل زرلی-آرمسترانگ برای فلزات با ساختار کریستالی شش‌وجهی در نرخ کرنش ۱۰۰۰ تا ۵۰۰۰۰ بر ثانیه، پیش‌بینی خوبی از نتایج آزمایشگاهی به دست آورد.

خواص مکانیکی وابسته به نرخ کرنش پلیمرها محدود بررسی شده است؛ در این میان بررسی خواص پیچشی وابسته به نرخ کرنش پلیمر سهم بسیار کم‌تری را به خود اختصاص می‌دهد. آزمایش پیچش برای به دست آوردن خواص مکانیکی مواد از قبیل مدول الاستیسیته برشی، استحکام نهایی و کرنش گسیختگی برشی به کار برده می‌شود. از جمله کارهایی که به بررسی رفتار وابسته به نرخ کرنش پلیمر می‌پردازد، می‌توان به تحقیق گیلات و همکاران [۶] اشاره کرد که به بررسی رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش پلیمرهای خالص، تحت بارگذاری‌های کششی و پیچشی پرداخته‌اند. ارودا و همکاران [۷] نیز تاثیر نرخ کرنش، دما و کوپلینگ گرمایی-مکانیکی بر رفتار غیرالاستیک پلیمر پلی‌متاکریلات در بازه نرخ کرنش ۰/۱ تا ۰/۱ بر ثانیه را بررسی کردند.

پیش‌بینی رفتار مکانیکی پلیمرها با توجه به مشکلات زیاد بررسی آزمایشگاهی رفتار این دسته از مواد، موضوعی است که باید مورد توجه بیشتری قرار گیرد. در این زمینه، گیلات و همکاران [۶] مدلی جدید برای پیش‌بینی رفتار پلیمرهای شیشه‌ای ارائه دادند. از اشکالات این مدل می‌توان

به تعداد زیاد ثوابت مادی در آن اشاره کرد. گولاچ و همکاران [۸] مدل گولدربرگ را برای پیش‌بینی رفتار مکانیکی رزین RTM-6 اصلاح کردند. آن‌ها همچنین وابستگی مدول الاستیسیته پلیمر را به نرخ کرنش به صورت غیرخطی در نظر گرفتند. شکریه و همکاران [۹،۱۰] نیز مدلی ساختاری ارائه دادند که توانایی پیش‌بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش پلیمرها را در نرخ کرنش پایین داراست.

شکریه و امید [۱۱] با بررسی آزمایشگاهی کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی تحت نرخ کرنش ۱۰۰-۰/۰۰۱ بر ثانیه، مشاهده کردند که استحکام برشی داخل صفحه‌ای افزایش ولی مدول برشی کاهش می‌یابد. گیلات و همکاران [۱۲] با آزمایش کامپوزیت کربن/اپوکسی در بازه نرخ کرنش بین ۶۰۰-۱ بر ثانیه افزایش در استحکام، مدول و کرنش شکست با افزایش نرخ کرنش را گزارش کردند. چمیس و اسمیت [۱۳] نیز افزایش استحکام برشی کامپوزیت کربن/اپوکسی را در بازه نرخ کرنش استاتیک تا ۳۸۱ بر ثانیه گزارش کردند.

از آن‌جا که با تغییر کسر حجمی الیاف تمام آزمایش‌ها برای مشخصه‌سازی رفتار ماده باید تکرار شوند، مطالعه رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش کامپوزیت به صورت آزمایشگاهی بسیار زمان و هزینه‌بر است. به همین دلیل استفاده از مدل‌های مایکرومکانیک برای پیش‌بینی رفتار این دسته از مواد کاربرد دارد. در این زمینه شکریه و همکاران [۱۴] با ترکیب مدل ساختاری وابسته به نرخ کرنش گولدربرگ [۶] و مدل مایکرومکانیک هوانگ [۱۵] مدلی ارائه داده‌اند که توانایی پیش‌بینی رفتار برشی کامپوزیت‌ها را دارد. اما این مدل در پیش‌بینی رفتار کامپوزیت خطایی تا بیش از هشت درصد دارد.

اگرچه چندین مدل ساختاری وابسته به نرخ کرنش برای پلیمرها ارائه شده است، اما معمولاً مدل‌های فوق برای یک پلیمر ارائه شده و به شرایط بارگذاری خاص، بازه اعمال نرخ کرنش و غیره وابسته هستند. از سوی دیگر مدل‌های فوق بعضاً پیچیده بوده به ندرت تمام منحنی تنش-کرنش پلیمر (شامل ناحیه الاستیک، ناحیه غیرالاستیک و استحکام) را پیش‌بینی می‌کنند. در کامپوزیت‌های پلیمری نیز پیش‌بینی رفتار برشی کم‌تر بررسی شده و در معدود مدل‌های موجود نیز، پیش‌بینی‌ها با خطا همراه بوده است.

در تحقیق حاضر، یک مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی ارائه می‌شود. بدین منظور، ابتدا رفتار نمونه‌های پلیمری گرماسخت و گرمانرم تحت بارگذاری‌های کششی و پیچشی مورد مطالعه قرار می‌گیرد. سپس مدلی ساختاری برای پیش‌بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش کششی و برشی پلیمرها ارائه می‌شود تا رفتار الاستیک، غیرالاستیک و استحکام نهایی پلیمرهای فوق را در نرخ کرنش دلخواه پیش‌بینی کند. سپس با ترکیب مدل فوق با مدل پلاستیسیته هوانگ [۱۶] رفتار برشی کامپوزیت شیشه/اپوکسی پیش‌بینی می‌شود. برای ارزیابی قسمت‌های مختلف مدل، نتایج آزمایشی انجام شده در این تحقیق و موجود در کارهای دیگر [۱۷،۱۸،۱۱] در نظر گرفته شده و با پیش‌بینی مدل مقایسه می‌شود.

۲- بیان مسئله و استراتژی حل

یکی از اهداف این تحقیق، ارائه مدلی جامع برای پیش‌بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش انواع پلیمرها اعم از پلیمرهای گرماسخت و گرمانرم است. منحنی تنش-کرنش پلیمر خالص را می‌توان به سه بخش تقسیم کرد. I) ناحیه الاستیک (II) ناحیه غیرالاستیک و (III) استحکام نهایی. این موضوع در شکل ۱ نشان داده شده است.

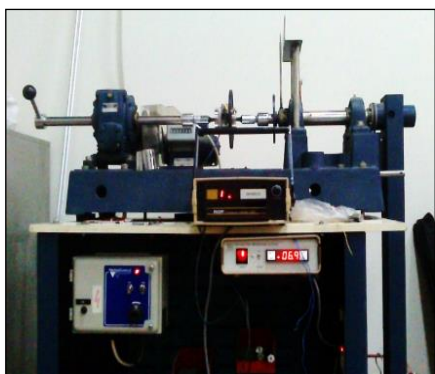
۲-۳- تجهیزات آزمایش

جهت مطالعه رفتار پیچشی نمونه‌ها، از دستگاه پیچش سنج SM21a استفاده می‌شود. همچنین جهت اندازه‌گیری دقیق گشتاور اعمالی از ترک‌متر دیجیتالی E101 استفاده می‌شود. برای اندازه‌گیری زاویه پیچش اعمالی به نمونه نیز از دستگاه SM21b با نمایشگر دیجیتالی استفاده می‌شود. در شکل ۳ نمای کلی دستگاه آزمایش پیچش مورد استفاده نشان داده شده است. لازم به ذکر است در این تحقیق، آزمایش پیچش در سه نرخ کرنش متفاوت ۰/۸۵، ۲/۵۶ و ۴/۲۷ برثانیه انجام گرفته است.

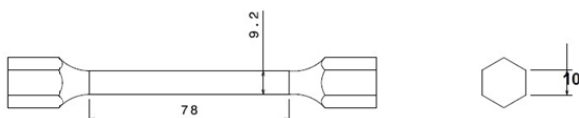
۳-۳- نتایج آزمایش پیچش

هدف از آزمایش پیچش، تعیین استحکام نهایی برشی، مدول برشی و نحوه رفتار ماده تحت بار پیچشی می‌باشد. برای آزمایش پیچش قطعات آزمایشی مورد استفاده از جنس اپوکسی خالص ساخته شده‌اند. این قطعات دارای دو انتهای شش گوش برای بسته شدن به فک‌ها و مقطع میانی دایره‌ای شکل می‌باشند. در شکل ۴ ابعاد نمونه آزمایشی پیچش استفاده شده در این تحقیق نشان داده شده است. لازم به توضیح است که تنش برشی ناشی از پیچش بصورت یکنواخت به سطح مقطع نمونه آزمایشی وارد نمی‌گردد. در آزمایش پیچش، بالاترین مقدار تنش برشی در سطح خارجی نمونه می‌باشد بنابراین ابتدا سطح قطعه وامانده شده و در نهایت باعث تخریب و گسیختگی کامل نمونه آزمایشی می‌گردد. تنش مورد نیاز برای این واماندگی، به عنوان استحکام نهایی برشی می‌باشد.

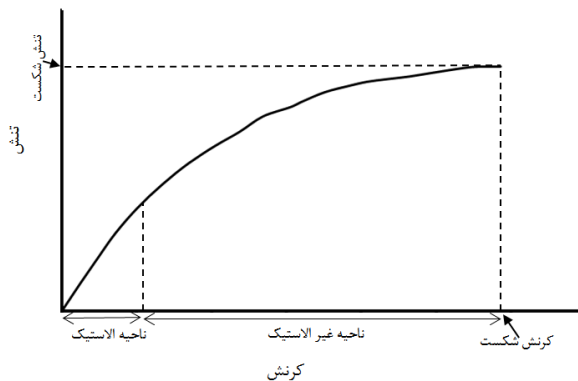
در شکل ۵ قطعات آزمایش شده به وسیله دستگاه پیچش نشان داده شده است. میانگین استحکام پیچشی و مدول برشی نمونه‌های پیچشی آزمایش شده نیز در جدول ۱ فهرست شده است. همچنین در شکل ۶ منحنی‌های نمونه تنش-کرنش برشی رزین اپوکسی نشان داده شده‌اند. خواص برشی با افزایش نرخ کرنش بهبود خواص نشان می‌دهند. با افزایش نرخ کرنش به نرخ ۴/۲۷ برثانیه مدول و استحکام برشی اپوکسی ML-506 به ترتیب ۴۰/۸۲ درصد و ۱۹/۲۲ درصد افزایش خواهند داشت.



شکل ۳ نمایی از دستگاه آزمایش پیچش



شکل ۴ ابعاد نمونه آزمایش پیچش مورد استفاده در این تحقیق (ابعاد برحسب میلی‌متر)



شکل ۱ منحنی شماتیک تنش-کرنش پلیمر

در این تحقیق با در نظر گرفتن سه بخش مذکور برای یک پلیمر، مدلی ارائه می‌شود که رفتار وابسته به نرخ کرنش انواع پلیمرها را تحت بارگذاری‌های کششی و برشی پیش‌بینی کند. بخش اول مدل، رابطه‌ای تجربی برای پیش‌بینی رفتار الاستیک وابسته به نرخ کرنش پلیمر است. در بخش دوم با اصلاح مدل ساختاری جانسون-کوک، رفتار غیرالاستیک پلیمر پیش‌بینی می‌شود. در بخش سوم مدل نیز، رابطه‌ای تجربی برای پیش‌بینی استحکام نهایی پلیمر ارائه می‌شود. سپس با استفاده از مدل فوق و ترکیب آن با مدل مایکرومکانیک پلاستیسیته هوانگ رفتار برش داخل صفحه‌ای کامپوزیت شیشه/اپوکسی پیش‌بینی و با نتایج آزمایشی مقایسه می‌شود. مدل مایکرومکانیک فوق توانایی پیش‌بینی رفتار ماده در مقادیر دلخواه از کسر حجمی الیاف و نرخ کرنش را داراست و بدین ترتیب نیاز به انجام آزمایش‌های مشخصه‌سازی را به نحو چشمگیری کاهش می‌دهد.

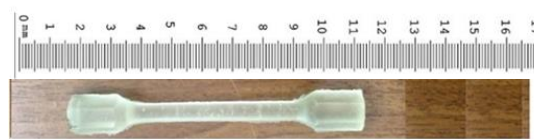
۳- مطالعات آزمایشگاهی

در این بخش خواص پیچشی اپوکسی ML-506 خالص به صورت آزمایشگاهی بدست آمده و ارائه شده‌اند.

۳-۱- مواد مورد استفاده

رزین اپوکسی از جمله رزین‌های پرکاربرد در صنعت کامپوزیت می‌باشد. در این مطالعه از رزین اپوکسی تهیه شده توسط شرکت مهندسی مکرر استفاده شده است که مطابق با سفارش شرکت تهیه‌کننده به نسبت ۱۵ به ۱۰۰ با سخت‌کننده تولیدی همان شرکت، ترکیب می‌شود [۱۹]. شکل ۲ تصویر نمونه آزمایش پیچش را قبل از آزمایش نشان می‌دهد.

برای تعیین خواص برشی پلیمر روش آزمایش استاندارد ارائه نشده است؛ بنابراین در این آزمایش مطابق با روش تعیین خواص برشی فلزات، از نمونه‌های استوانه‌ای به قطر ۹/۲ میلی‌متر و طول سنجه ۷۸ میلی‌متر استفاده شده است [۱۹]. لازم به ذکر است که این ابعاد توسط دستورالعمل راهنمای دستگاه آزمایش پیچش، توصیه شده است. تعداد نمونه‌های آزمایشی مطابق با دستورالعمل دستگاه آزمایش پیچش، حداقل سه نمونه در هر نرخ کرنش بوده است.

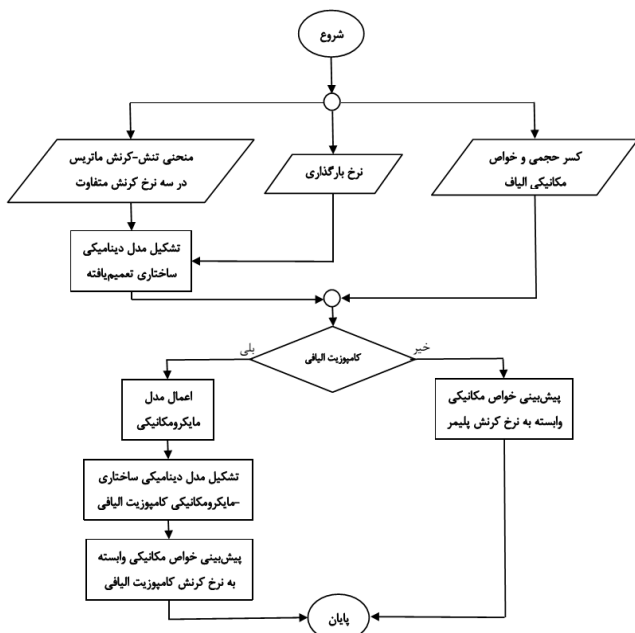


شکل ۲ نمونه پیچشی اپوکسی خالص

این منظور، مدل ساختاری جانسون-کوک برای پیش بینی خواص پلاستیک پلیمرها اصلاح می‌شود. قسمت سوم مدل، پیش بینی استحکام نهایی نمونه‌هاست. بدین منظور رابطه‌ای تجربی مشابه رابطه قسمت اول اریه می‌شود.



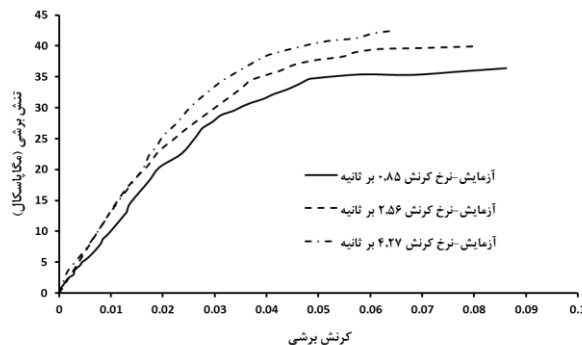
شکل ۵ نمونه‌های پیچشی آزمایش شده اپوکسی پس از آزمایش



شکل ۷ روندنمای مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی

جدول ۱ استحکام و مدول پیچشی اپوکسی ML-506 خالص در نرخ‌های کرنش متفاوت

نرخ کرنش (بر ثانیه)	استحکام برشی (مگاپاسکال)	مدول برشی (گیگاپاسکال)
۰/۸۵	۳۳/۴۱	۰/۹۸
۲/۵۶	۳۶/۸۶	۱/۳۰
۴/۲۷	۳۹/۸۳	۱/۳۸



شکل ۶ منحنی تنش-کرنش برشی رزین اپوکسی ML-506 خالص

۴-۱-۱- پیش‌بینی رفتار الاستیک پلیمرها: بخش اول مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته

با مطالعه رفتار وابسته به نرخ کرنش قسمت الاستیک پلیمرهای مختلف اعم از پلیمرهای گرماسخت و پلیمرهای گرمانرم، مشاهده شد که رابطه‌ای برای مدول پلیمرها تابعی از نرخ کرنش وجود دارد. این رابطه با استفاده از مدول پلیمر در سه نرخ کرنش متفاوت، توانایی پیش‌بینی مدول پلیمر را در هر نرخ کرنش دلخواه با دقتی بالا داراست. این رابطه تجربی بر مبنای مشاهدات آزمایشگاهی ارائه می‌شود و به صورت رابطه (۱) است.

$$H(\dot{\epsilon}) = \alpha_1 (\ln \dot{\epsilon}^*)^{\beta_1} + \gamma_1 \quad (1)$$

که در آن α_1 ، β_1 ، γ_1 ثوابت مادی هستند که برای تعیین آن‌ها به قسمت الاستیک نتایج سه نرخ کرنش متفاوت نیاز است. $H(\dot{\epsilon})$ نیز مدول الاستیک در نرخ کرنش مورد نظر است. صحت این مدل برای چندین نوع پلیمر گرماسخت و گرمانرم در نرخ‌های کرنشی متفاوت از نرخ استاتیک تا نرخ‌های بسیار بالا نیز در این تحقیق نشان داده می‌شود. $\dot{\epsilon}^* = \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}$ نرخ کرنش پلاستیک بی‌بعد است که از تقسیم نرخ کرنش، $\dot{\epsilon}$ ، بر نرخ کرنش مرجع (نرخ کرنش در دمای مرجع)، $\dot{\epsilon}_0$ ، به دست می‌آید. لازم به ذکر است، نرخ کرنش مرجع در محاسبات این تحقیق نرخ کرنش اولیه در نظر گرفته می‌شود. با استفاده از نتایج آزمایشی انجام شده در این تحقیق و موجود در منابع [۱۷، ۱۸] ثوابت مادی مدل‌های فوق تحت بارگذاری کششی و برشی محاسبه و در جداول ۲ و ۳ آورده شده است. شکل ۸ پیش‌بینی روابط مادی مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته از رفتار الاستیک پلیمرهای گرماسخت و گرمانرم متفاوت را نشان می‌دهد.

۴-۲- مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی

در این بخش مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی ارائه می‌شود. شکل ۷ روندنمای مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی را نشان می‌دهد. مطابق این روندنما با انجام سه آزمایش در نرخ کرنش متفاوت پلیمر خالص، مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته مشخصه‌سازی می‌شود و بدین ترتیب رابطه تنش-کرنش پلیمر خالص در هر نرخ کرنش دلخواه به دست می‌آید. سپس با استفاده از خواص مکانیکی الیاف و کسر حجمی آن و با ترکیب مدل فوق با مدل مایکرومکانیک پلاستیسیت هوانگ، مدل دینامیکی ساختاری مایکرومکانیکی مشخصه‌سازی می‌شود. بدین ترتیب خواص مکانیکی برشی کامپوزیت تک‌جهته در نرخ کرنش و کسر حجمی الیاف دلخواه قابل محاسبه است.

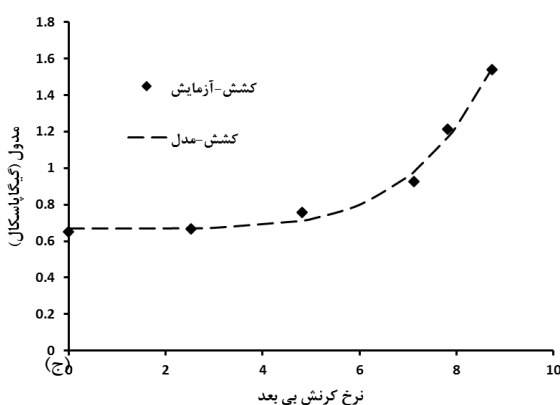
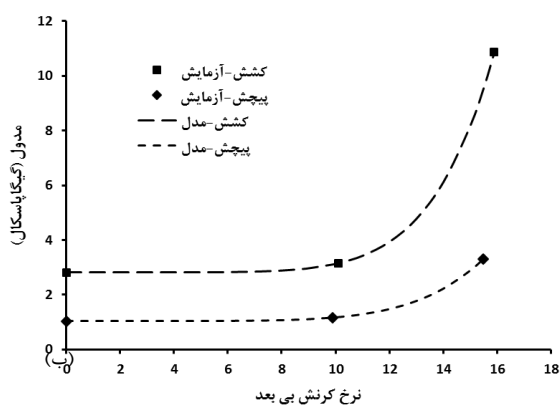
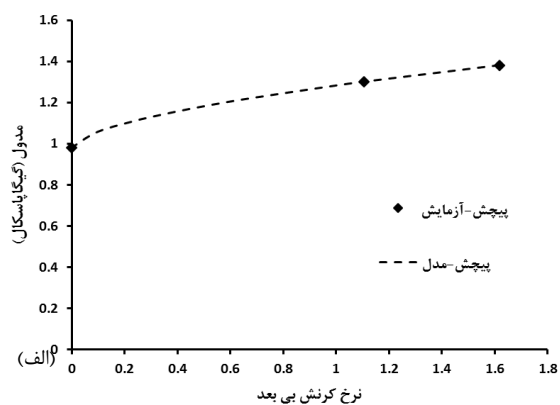
۴-۱-۱- مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته

انجام آزمایش روشی پرهزینه و زمان‌بر برای مشخصه‌سازی رفتار مکانیکی ماده است. به‌عنوان راه حل جایگزین، در این قسمت مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته ارائه می‌شود که توانایی پیش‌بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش پلیمر را در نرخ کرنش دلخواه داراست. این مدل شامل سه بخش اصلی است.

بخش اول مدل، رابطه‌ای تجربی برای پیش‌بینی خواص الاستیک کششی یا برشی پلیمرهای گرماسخت و گرمانرم تحت نرخ کرنش متفاوت است. قسمت دوم، مدلی برای پیش‌بینی خواص غیرالاستیک پلیمرهاست که برای

جدول ۳ ثوابت مادی بخش اول مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته تحت بارگذاری

برشی			
نوع رزین	$\alpha_1 (MPa)$	β_1	$\gamma_1 (MPa)$
ML-506	۳۰۳/۴	۰/۵۸	۹۷۸/۴
[۱۷] E-862	۴/۶۷e-۵	۶/۴۶	۱۰۳۲



شکل ۸ تاثیر نرخ کرنش بر خواص الاستیک کششی و برشی الف) ML-506 (ب) E-862 [۱۷] (ج) PB-1 [۱۸]

شکل ۱۰ نحوه تعیین این ضرایب را برای اپوکسی ML-506 تحت بارگذاری برشی نشان می‌دهد. جداول ۴ و ۵ ثوابت این مدل را برای پلیمرهای مختلف تحت بارگذاری کششی و برشی نشان می‌دهد.

۴-۱-۲- مدل جانسون-کوک اصلاح شده: بخش دوم مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته

مدل جانسون-کوک مدلی ساختاری برای پیش بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش فلزات است و با صرف نظر کردن از تغییرات دمایی، به صورت رابطه (۲) است [۲].

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n][1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*] \quad (2)$$

که σ و ε به ترتیب تنش و کرنش حقیقی بوده و A ، B و C ثوابت مادی مدل هستند. مدل جانسون-کوک توانایی پیش بینی دقیق رفتار کارسختی پلیمرها را ندارد. یکی از مهم ترین دلایل اختلاف رفتار فلزات و پلیمرها، تفاوت در رفتار کارسختی آنهاست. بدین منظور ترم اول مدل جانسون-کوک که برای مدل سازی رفتار کارسختی ماده در نظر گرفته شده است، برای انطباق بهتر با نتایج آزمایشی با یک چندجمله ای مرتبه ۳ جایگزین شد. با این جایگزینی رفتار پلیمرها تا نرخ های متوسط به طور مطلوبی پیش بینی شد، ولی برای نرخ های بالاتر رفتار به درستی پیش بینی نمی شود. از آن جا که در نرخ های بالا علاوه بر تفاوت رفتار کارسختی، تفاوت اثر پذیری رفتار پلیمرها از نرخ کرنش است که بسیار بیش از فلزات می باشد، ترم دوم مدل جانسون-کوک که برای در نظر گرفتن اثر نرخ کرنش است، اصلاح شد. بدین ترتیب ترم دوم مدل جانسون-کوک با رابطه ای از مرتبه بالاتر جایگزین شد. با در نظر گرفتن اصلاحات فوق، مدل به صورت معادله (۳) حاصل می شود.

$$\sigma = [A + a\varepsilon^3 + b\varepsilon^2 + c\varepsilon][1 + C_1 \ln \dot{\varepsilon}^* + C_2 (\ln \dot{\varepsilon}^*)^2] \quad (3)$$

که σ و ε به ترتیب، تنش و کرنش پلاستیک حقیقی تک محوره هستند. ثوابت مادی مدل نیز C_1 و C_2 ، a ، b ، c ، A هستند. برای تعیین این ثوابت مجهول، نیاز به انجام سه آزمایش در نرخ های کرنش متفاوت است. برای تعیین ثوابت مجهول مدل، مراحل زیر باید طی شود:

ابتدا برای محاسبه ضرایب a ، b ، c ، A رابطه ۳ در نرخ کرنش مرجع باز نویسی می شود (رابطه (۴)).

$$[\sigma - A] = [a\varepsilon^3 + b\varepsilon^2 + c\varepsilon] \quad (4)$$

پارامتر A برابر است با مقدار تنشی که به ازای آن کرنش پلاستیک در نرخ کرنش مرجع، برابر با صفر می شود. برای تعیین سایر این پارامترها، داده های تنش-کرنش نرخ کرنش مرجع را در نظر گرفته، از مقادیر تنش به اندازه مقدار ثابت A کسر می شود. با برآزش به روش حداقل مربعات بر منحنی حاصل از کرنش و تنش منتهای پارامتر A ، مقادیر a ، b ، c تعیین می شود. شکل ۹ نحوه تعیین این ضرایب را برای اپوکسی ML-506 تحت بارگذاری برشی نشان می دهد. برای محاسبه ثوابت C_1 و C_2 رابطه ۳ به شکل رابطه (۵) باز نویسی می شود.

$$\left[\frac{\sigma}{[A + a\varepsilon^3 + b\varepsilon^2 + c\varepsilon]} - 1 \right] = [C_1 \ln \dot{\varepsilon}^* + C_2 (\ln \dot{\varepsilon}^*)^2] \quad (5)$$

سپس، منحنی تنش بر حسب نرخ کرنش به ازای مقادیر مختلف کرنش رسم می شود. با رسم منحنی های فوق در مقادیر مختلف کرنش و سپس میانگین گیری از نتایج به دست آمده، مقادیر ثوابت مجهول حاصل می شود.

جدول ۲ ثوابت مادی بخش اول مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته تحت بارگذاری کششی

نوع رزین	$\alpha_1 (MPa)$	β_1	$\gamma_1 (MPa)$
[۱۷] E-862	۲/۸۶e-۵	۷/۰۳	۲۸۱۹
[۱۸] PB-1	۱/۴۵e-۲	۵/۰۸	۶۷۰/۷

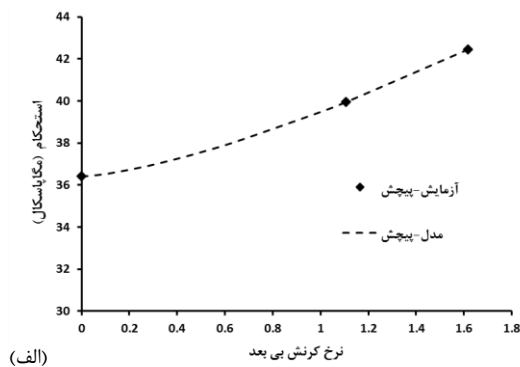
سه نرخ کرنش متفاوت قابل تعیین می‌باشند. جداول ۶ و ۷ و شکل ۱۱ نتایج فوق را برای پلیمرهای مختلف نشان می‌دهد.

جدول ۶ ثوابت مادی بخش سوم مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته تحت بارگذاری کششی

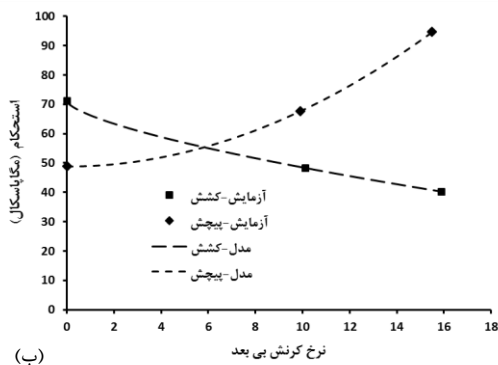
نوع رزین	α_2 (MPa)	β_2	γ_2 (MPa)
[۱۷] E-862	-۴/۸۳	۰/۶۷	۷/۱۱۵
[۱۸] PB-1	۰/۰۵۶۳	۳/۴۴	۳۱/۹۱

جدول ۷ ثوابت مادی بخش سوم مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته تحت بارگذاری برشی

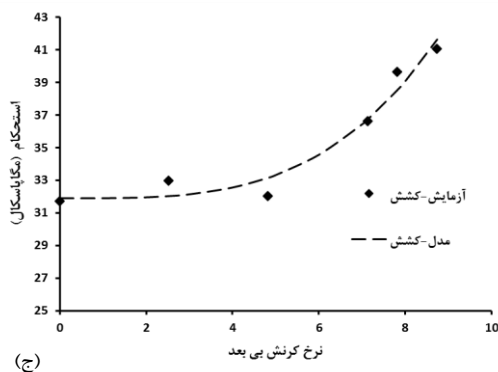
نوع رزین	α_2 (MPa)	β_2	γ_2 (MPa)
ML-506	۳/۰۷	۱/۴۱	۳۶/۴۱
[۱۷] E-862	۰/۲۰	۱/۹۸	۴۸/۸۱



(الف)



(ب)



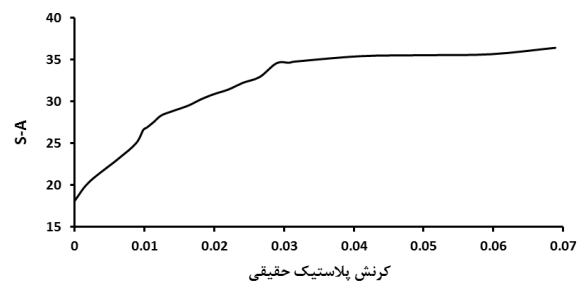
(ج)

شکل ۱۱ تاثیر نرخ کرنش بر استحکام کششی و برشی الف) ML-506 ب) E-862 ج) [۱۷] PB-1

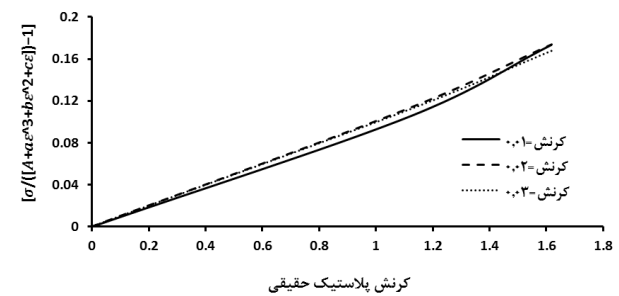
۳-۱-۴- پیش بینی استحکام نهایی پلیمرها: بخش سوم مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته

نتایج آزمایشگاهی نشان می‌دهد که پلیمرها با افزایش نرخ کرنش خصوصاً در بارگذاری کششی، رفتاری ترد از خود نشان می‌دهند. به عبارت دیگر، در این حالت واماندگی و در نتیجه شکست به صورت کاملاً اتفاقی و حتی در ناحیه الاستیک اتفاق می‌افتد. بنابراین به منظور پیش بینی تمام رفتار تنش-کرنش، نیاز است رابطه‌ای جدید برای پیش بینی استحکام نهایی پلیمر در نرخ‌های کرنش مختلف ارائه شود. در این تحقیق، استحکام نهایی قطعات کششی و پیچشی تحت نرخ کرنش مختلف مورد بررسی قرار گرفت. در نهایت یک مدل تجربی براساس رابطه بین استحکام نهایی نمونه‌ها تحت نرخ کرنش و نرخ کرنش اعمالی برای بارگذاری کششی و برشی در نظر گرفته شد. تابع فوق به فرم رابطه (۶) است.

$$S_{II}(\dot{\epsilon}) = \alpha_2 (\ln \dot{\epsilon}^*)^{\beta_2} + \gamma_2 \quad (۶)$$



شکل ۹ تعیین ثوابت a, b, c از مدل جانسون-کوک اصلاح شده برای رزین ML-506



شکل ۱۰ تعیین ثوابت C1 و C2 از مدل جانسون-کوک اصلاح شده برای رزین ML-506

جدول ۴ ثوابت مادی بخش دوم مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته تحت بارگذاری کششی

رزین	A (MPa)	a (MPa)	b (MPa)	c (MPa)	C1	C2
[۱۷] E-862	۲۵/۰۲	۲۳۷۵۰۰	-۳۶۰۲۰	۲۱۱۹	-۰/۰۰۰۳	۰/۰۰۱۳
[۱۸] PB-1	۱۱/۷۲	۱۰۲۲۰	-۲۳۹۳	۳۹۷/۴	-۰/۰۱۶۵	۰/۰۰۷۴

جدول ۵ ثوابت مادی بخش دوم مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته تحت بارگذاری برشی

رزین	A (MPa)	a (MPa)	b (MPa)	c (MPa)	C1	C2
ML-506	۱۸/۲۹	۱۱۵۶۰۰	-۱۸۲۵۰	۹۷۰/۵	۰/۰۸۱۴	۰/۰۱۵۳
[۱۷] E-862	۲۰/۴۷	۲۰۲۳۰	-۶۴۸۲	۷۳۱	۰/۰۰۲۳	۰/۰۰۳۷

که در آن $S_{II}(\dot{\epsilon})$ استحکام نهایی نمونه‌ها به عنوان تابعی از نرخ کرنش است. α_2 ، β_2 و γ_2 نیز ثوابت مادی هستند که با استفاده از نتایج آزمایش در

$$\begin{bmatrix} \sigma'_{11}\sigma'_{11} & \sigma'_{22}\sigma'_{11} & \sigma'_{33}\sigma'_{11} & 2\sigma'_{23}\sigma'_{11} & 2\sigma'_{13}\sigma'_{11} & 2\sigma'_{12}\sigma'_{11} \\ & \sigma'_{22}\sigma'_{22} & \sigma'_{33}\sigma'_{22} & 2\sigma'_{23}\sigma'_{22} & 2\sigma'_{13}\sigma'_{22} & 2\sigma'_{12}\sigma'_{22} \\ & & \sigma'_{33}\sigma'_{33} & 2\sigma'_{23}\sigma'_{33} & 2\sigma'_{13}\sigma'_{33} & 2\sigma'_{12}\sigma'_{33} \\ & & & 4\sigma'_{23}\sigma'_{23} & 4\sigma'_{13}\sigma'_{23} & 4\sigma'_{12}\sigma'_{23} \\ & & & & 4\sigma'_{13}\sigma'_{13} & 4\sigma'_{12}\sigma'_{13} \\ & & & & & 4\sigma'_{12}\sigma'_{12} \end{bmatrix}_{\sigma_{ij}=\sigma_{ij}^m}$$

symmetry

که تنش برشی اکتاهدرال و $\sigma'_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma_{kk}\delta_{ij}$ تنش انحرافی است. و برای M_T^m رابطه (۱۲) برقرار است.

$$M_T^m = \frac{E^m E_T^m}{E^m - E_T^m} \quad (12)$$

که در آن E^m و E_T^m مدول الاستیک و مدول کارسختی^۲ فاز ماتریس است. در نهایت تنش و کرنش کامپوزیت از روابط (۱۳) و (۱۴) محاسبه می‌شود.

$$[\sigma_{ij}]^{(K+1)} = [\sigma_{ij}]^{(K)} + [d\sigma_{ij}], K = 0, 1, \dots \quad (13)$$

$$[\varepsilon_{ij}]^{(K+1)} = [S_{ij}]^{(K+1)}[\sigma_{ij}]^{(K+1)}, K = 0, 1, \dots \quad (14)$$

که $K = 0$ معادل با بارگذاری اولیه است. با استفاده از این دو رابطه، خواص مکانیکی برشی کامپوزیت در نرخ کرنش دلخواه قابل محاسبه است.

۲-۲-۴- تقسیم نرخ کرنش بین فاز الیاف و ماتریس

اگر بار اعمالی بر کامپوزیت مشخص باشد، کرنش حجمی متوسط در امان حجمی معرف با استفاده از رابطه (۱۵) محاسبه می‌شود.

$$[\varepsilon_i] = V_f[\varepsilon_i^f] + V_m[\varepsilon_i^m] \quad (15)$$

که در آن V_f و V_m به ترتیب کسر حجمی الیاف و فاز ماتریس است و ε_i^f و ε_i^m سهم الیاف و فاز ماتریس از کرنش کامپوزیت، ε_i است. با استفاده از این روابط و رابطه تنش-کرنش الیاف و فاز ماتریس، کرنش الیاف بر اساس کرنش کامپوزیت قابل محاسبه است. با مشتق گیری از روابط کرنش نسبت به زمان، نرخ کرنش الیاف و ماتریس بر اساس نرخ کرنش کامپوزیت محاسبه می‌شود (روابط (۱۶) و (۱۷)).

$$[\dot{\varepsilon}_i^f] = [S_{ij}^f](V_f[S_{ij}^f] + V_m[S_{ij}^m][A_{ij}])^{-1}[\dot{\varepsilon}_j] \quad (16)$$

$$[\dot{\varepsilon}_i^m] = [S_{ij}^m][A_{ij}](V_f[S_{ij}^f] + V_m[S_{ij}^m][A_{ij}])^{-1}[\dot{\varepsilon}_j] \quad (17)$$

که با استفاده از این روابط سهم الیاف و ماتریس از نرخ کرنش اعمالی مشخص می‌شود.

۳-۲-۴- تئوری شکست اجزای سازنده کامپوزیت

در این مدل با استفاده از تئوری حداکثر تنش، واماندگی تک‌لایه کامپوزیتی بررسی می‌شود. تئوری حداکثر تنش برشی به صورت رابطه (۱۸) است.

$$|\sigma_{12}^m| = S^m \quad (18)$$

که در آن σ_{12}^m تنش برشی و S^m استحکام برشی فاز ماتریس است.

۵- نتایج

در این قسمت نتایج پیش‌بینی شده توسط مدل ساختاری دینامیکی تعمیم‌یافته و مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی با نتایج آزمایشگاهی مقایسه می‌شود. لازم به یادآوری است که نتایج آزمایشگاهی انجام شده در این تحقیق در دمای اتاق اندازه‌گیری شده و از تغییرات دمایی صرف‌نظر شده است. از منابع موجود نیز نتایج آزمایشی اپوکسی E-862 [۱۷] از پلیمرهای گرماسخت و پلیمر گرمانرم PB-1 [۱۸] تحت بارگذاری کششی و برشی به همراه نتایج برشی کامپوزیت تک‌جهته شیشه/اپوکسی [۱۱] استفاده می‌شود.

۲-۴- مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی

همان‌طور که در روندنمای شکل ۷ نشان داده شده است، با ترکیب مدل ساختاری دینامیکی تعمیم‌یافته و مدل مایکرومکانیکی پلاستیسیته هوانگ، خواص وابسته به نرخ کرنش برشی کامپوزیت شیشه/اپوکسی قابل پیش‌بینی است. بدین منظور با استفاده از روابط موجود، سهم فاز زمینه و الیاف از نرخ کرنش اعمالی محاسبه می‌شود. سپس با استفاده از سهم نرخ کرنش فاز ماتریس و مدل دینامیکی ساختاری تعمیم‌یافته که برای پیش‌بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش فاز زمینه ارائه شده است، منحنی تنش-کرنش فاز زمینه در نرخ کرنش مطلوب محاسبه می‌شود. در ادامه با استفاده از مدل مایکرومکانیکی پلاستیسیته هوانگ، خواص مکانیکی برشی کامپوزیت الیافی پیش‌بینی می‌شود.

۱-۲-۴- مدل مایکرومکانیک پلاستیسیته هوانگ

نشان داده شده است که اغلب کامپوزیت‌های الیافی تک‌جهته هنگامی که تحت بارگذاری برش داخل صفحه‌ای قرار می‌گیرند، قبل از تخریب، رفتار غیرخطی قابل توجهی نشان می‌دهند. با صرف‌نظر از جزئیات که به تفصیل در مرجع [۱۶] آمده است، روابط اصلی مدل مایکرومکانیکی پلاستیسیته هوانگ در ادامه آورده می‌شود. هوانگ به منظور برقراری رابطه بین تنش در الیاف و ماتریس، ماتریس پل‌زنی به صورت رابطه (۷) تعریف کرد.

$$\{d\sigma_j^m\} = [A_{ij}]\{d\sigma_j^f\} \quad (7)$$

که در آن $[A_{ij}]$ ماتریس پل‌زنی^۱ نامیده می‌شود و $\{d\sigma_j^f\}$ تنش در الیاف و $\{d\sigma_j^m\}$ تنش در ماتریس است. دلیل این نامگذاری این است که ماتریس A تنش در الیاف را به تنش در فاز زمینه، ماتریس، مرتبط می‌کند. با استفاده از رابطه تنش-کرنش در الیاف و ماتریس، قانون اختلاط و ماتریس پل‌زنی فوق، ماتریس نرمی کامپوزیت به صورت رابطه (۸) حاصل می‌شود.

$$[S_{ij}] = (V_f[S_{ij}^f] + V_m[S_{ij}^m][A_{ij}](V_f[I] + V_m[A_{ij}])^{-1})^{-1} \quad (8)$$

در رابطه فوق $[S_{ij}^f]$ و $[S_{ij}^m]$ به ترتیب ماتریس نرمی الیاف و فاز زمینه بوده و V_f و V_m کسر حجمی الیاف و فاز زمینه است. محاسبه درایه‌های ماتریس پل‌زنی توسط هوانگ [۱۶] انجام شده است (رابطه (۹)).

$$[A_{ij}] = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{13} & A_{14} & A_{15} & A_{16} \\ & A_{22} & A_{23} & A_{24} & A_{25} & A_{26} \\ & & A_{33} & A_{34} & A_{35} & A_{36} \\ & & & A_{44} & A_{45} & A_{46} \\ & & & & A_{55} & A_{56} \\ zero & & & & & A_{66} \end{bmatrix} \quad (9)$$

ماتریس نرمی فاز ماتریس به صورت رابطه (۱۰) تعریف می‌شود.

$$[S_{ij}^m] = \begin{cases} [S_{ij}^m]^e, & \tau_0^m \leq \frac{\sqrt{2}}{3}\sigma_Y^m \\ [S_{ij}^m]^e + [S_{ij}^m]^p, & \tau_0^m > \frac{\sqrt{2}}{3}\sigma_Y^m \end{cases} \quad (10)$$

τ_0^m و σ_Y^m به ترتیب تنش اکتاهدرال برشی فاز ماتریس و استحکام تسلیم تک‌جهته فاز ماتریس هستند و که در آن $[S_{ij}^m]^p$ به صورت رابطه (۱۱) تعریف می‌شود.

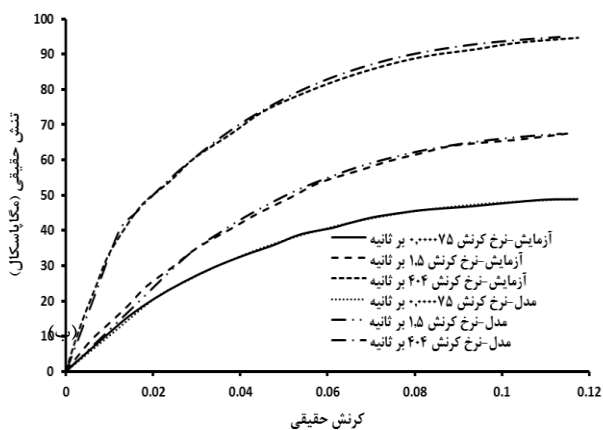
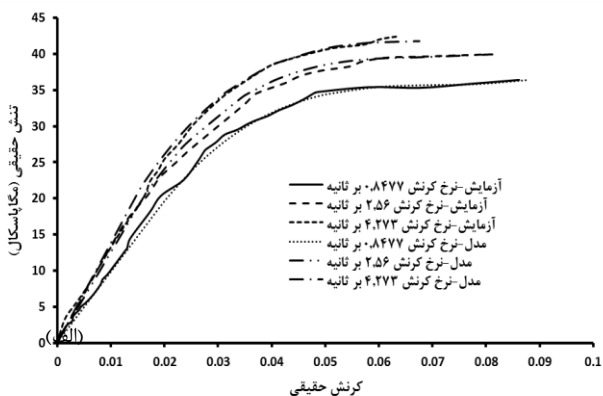
$$[S_{ij}^m]^p = \frac{1}{2M_T\tau_0^2} \quad (11)$$

1. Bridging matrix

2. Hardening modulus

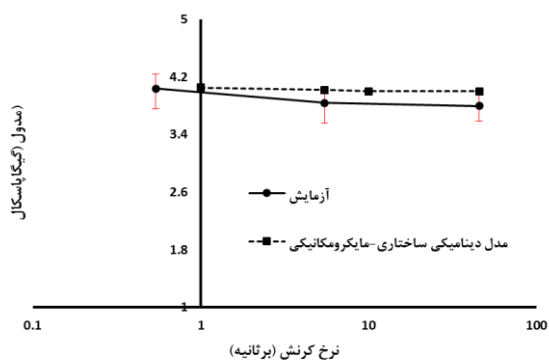
۱-۵ نتایج مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته

نتایج پیش بینی شده با مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته شامل سه بخش است: بخش اول پیش بینی رفتار الاستیک کششی یا برشی پلیمر، بخش دوم پیش بینی رفتار غیرالاستیک پلیمر و بخش سوم برای پیش بینی استحکام نهایی پلیمر است. بدین منظور با استفاده از روابط ۱، ۳ و ۶، منحنی تنش- کرنش پلیمر در نرخ کرنش دلخواه در رنج وسیعی از نرخ کرنش قابل پیش بینی است. با پیاده سازی روابط فوق، نتایج محاسبه و در شکل های ۱۲ و ۱۳ آورده می شود. دو دسته اصلی پلیمرها، یعنی پلیمرهای گرماسخت و پلیمرهای گرمنازم، عموماً تحت شرایط بارگذاری یکسان رفتاری بسیار متفاوت از خود نشان می دهند. از سوی دیگر رفتار کششی و برشی یک پلیمر نیز بسیار متفاوت است. در این تحقیق، با ارائه مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته این رفتار گسترده و پیچیده پلیمرهای مختلف با دقتی مطلوب پیش بینی می شود. برای محاسبه پارامترهای مادی این مدل، نیاز به انجام سه آزمایش در نرخ کرنش متفاوت است.



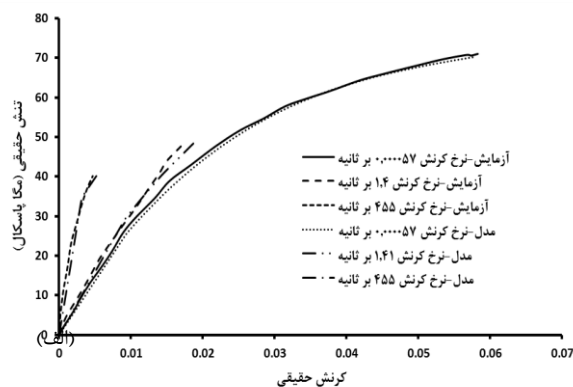
شکل ۱۳ مقایسه نتایج حاصل از مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته برای نرخ های کرنش مختلف با داده های آزمایشی برشی الف) ML-506 ب) E-862 [۱۷]

شکل ۱۵ پیش بینی استحکام برشی مدل دینامیکی ساختاری مایکرومکانیکی را نشان می دهد. همان طور که این شکل نشان می دهد، مدل به خوبی استحکام وابسته به نرخ کرنش کامپوزیت تک جهته شیشه/اپوکسی را پیش بینی می کند. از سوی دیگر مدل فوق نسبت به دیگر مدل ارائه شده در این زمینه، خطای کمتری در پیش بینی رفتار ماده دارد.



شکل ۱۴ مقایسه نتایج حاصل از پیش بینی مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی از رفتار الاستیک کامپوزیت شیشه/اپوکسی با نتایج آزمایشگاهی [۱۱]

پیش بینی مدل شکریه و همکاران [۱۴] از استحکام ماده از نتایج آزمایشگاهی فاصله قابل ملاحظه ای گرفته است. در توجیه اختلاف مدل ارائه شده در این تحقیق و مدل شکریه و همکاران، می توان به در نظر نگرفتن



شکل ۱۲ مقایسه نتایج حاصل از مدل ساختاری دینامیکی تعمیم یافته برای نرخ های کرنش مختلف با داده های آزمایشی کششی الف) E-862 (ب) PB-1 [۱۸]

۲-۵ نتایج مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی

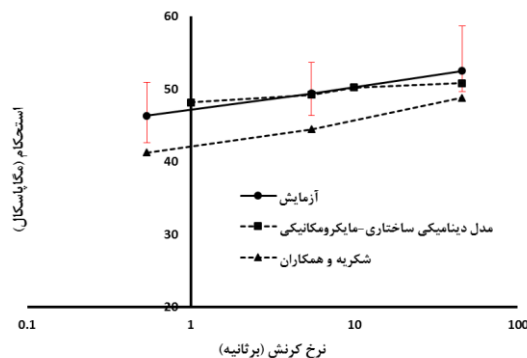
در این بخش روندی که در شکل ۷ ارائه شده است، انجام گرفت تا خواص مکانیکی کامپوزیت الیاف شیشه/رزین اپوکسی تحت بارگذاری برش داخل صفحه ای پیش بینی شود. شکل ۱۴ پیش بینی مدول برشی مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی را نشان می دهد. همان طور که مقایسه پیش بینی مدل با نتایج آزمایشگاهی [۱۱] نشان می دهد، مدل به خوبی توانایی پیش بینی رفتار الاستیک کامپوزیت تک جهته شیشه/اپوکسی را در نرخ کرنش دلخواه داراست.

- عدم وابستگی مدل ساختاری دینامیکی تعمیم‌یافته به نوع بارگذاری و پیش‌بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش طی بارگذاری‌های کششی و برشی.
- کاهش چشمگیر نیاز به انجام آزمایش‌های مشخصه‌سازی با ارائه مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی از طریق پیش‌بینی رفتار کامپوزیت تک‌جهته در نرخ کرنش و کسر حجمی الیاف دلخواه.
- در نظر گرفتن تأثیرات پلاستیسته در ماتریس نرمی فاز ماتریس در مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی و در نتیجه افزایش دقت پیش‌بینی‌ها.
- خطای محدودی که مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی در پیش‌بینی رفتار الاستیک و استحکام برشی کامپوزیت تک‌جهته شیشه/اپوکسی دارد؛ به طوری که حداکثر مقدار آن به چهار درصد می‌رسد.

۷- مراجع

- [1] Bodner, S. R. and Partom, Y., "Constitutive equations for elastic-viscoplastic strain-hardening materials," J. Appl. Mech., Vol. 42, No. 2, pp. 385-389, 1975.
- [2] Johnson, G. and Cook, W., "A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures," Proc. 7th Int. Symp. Ballist., Vol. 21, pp. 541-547, 1983.
- [3] Zerilli, F. J. and Armstrong, R. W., "Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations," J. Appl. Phys., Vol. 61, No. 5, pp. 1816-1825, 1987.
- [4] Bodner, S. and Merzer, A., "Viscoplastic constitutive equations for copper with strain rate history and temperature effects," J. Eng. Mater. Technol., Vol. 100, No. 4, pp. 388-394, 1978.
- [5] Meyer, H., "A modified Zerilli-Armstrong constitutive model describing the strength and localizing behaviour of Ti-6Al-4V, Army Research Laboratory," 2006.
- [6] Gilat, A. Goldberg, R. and Roberts, G., "Strain rate sensitivity of epoxy resin in tensile and shear loading," J. Aerosp. Eng., Vol. 20, No. 2, pp. 75-89, 2007.
- [7] Arruda, E. M. Boyce, M. C. and Jayachandran, R., "Effects of strain rate, temperature and thermomechanical coupling on the finite strain deformation of glassy polymers," Mech. Mater., Vol. 19, No. 2, pp. 193-212, 1995.
- [8] Gerlach, R. Siviour, C. R. Petrinic, N. and Wiegand, J., "Experimental characterisation and constitutive modelling of RTM-6 resin under impact loading," Polymer (Guildf), Vol. 49, No. 11, pp. 2728-2737, 2008.
- [9] Shokrieh, M. M. Shamaei Kashani, A. R. and Mosalmani, R., "Presenting a Novel Dynamic Constitutive Model for Predicting of Mechanical Behavior of Polymers," In Persian, in 22nd International Conference of Mechanical Engineering (ISME), 2014, pp. 22-24.
- [10] Shokrieh, M. M. Shamaei Kashani, A. and Mosalmani, R., "A dynamic-micromechanical constitutive model to predict the strain rate dependent shear behavior of neat and reinforced polymers with carbon nanofibers," In Persian, Modares Mech. Eng., Vol. 15, No. 7, pp. 13-21, 2015.
- [11] Shokrieh, M. M. and Omid, M. J., "Investigation of strain rate effects on in-plane shear properties of glass/epoxy composites," Compos. Struct., Vol. 91, No. 1, pp. 95-102, 2009.
- [12] Gilat, A. Goldberg, R. K. and Roberts, G. D., "Experimental study of strain-rate-dependent behavior of carbon/epoxy composite," Compos. Sci. Technol., Vol. 62, No. 10, pp. 1469-1476, 2002.
- [13] Chamis, C. C. and Smith, G. T., "Environmental and High Strain Rate Effects on Composites for Engine Applications," AIAA J., Vol. 22, No. 1, pp. 128-134, 1984.
- [14] Shokrieh, M. M. Mosalmani, R. and Omid, M. J., "Strain-rate dependent micromechanical method to investigate the strength properties of glass/epoxy composites," Compos. Struct., Vol. 111, pp. 232-239, 2014.
- [15] Huang, Z.-M., "A unified micromechanical model for the mechanical properties of two constituent composite materials part ii: Plastic behavior," J. Thermoplast. Compos. Mater., Vol. 13, No. 5, pp. 344-362, 2000.
- [16] Huang, Z., "Micromechanical prediction of ultimate strength of transversely isotropic fibrous composites," Int. J. Solids Struct., Vol. 38, No. 22, pp. 4147-4172, 2001.
- [17] Zheng, X., "Nonlinear strain rate dependent composite model for explicit finite element analysis," PhD thesis, 2006.
- [18] Schoßig, M. Bierögel, C. Grellmann, W. and Mecklenburg, T., "Mechanical behavior of glass-fiber reinforced thermoplastic materials under high strain rates," Polym. Test., Vol. 27, No. 7, pp. 893-900, 2008.
- [19] Shokrieh, M. Mosalmani, R. and Shamaei, A., "A combined micromechanical-numerical model to simulate shear behavior of carbon nanofiber/epoxy nanocomposites," Mater. Des., Vol. 67, pp. 531-537, 2015.

اثرات پلاستیسته در ماتریس نرمی کامپوزیت توسط شکریه و همکاران اشاره کرد.



شکل ۱۵ مقایسه نتایج حاصل از پیش‌بینی مدل دینامیکی ساختاری-مایکرومکانیکی از استحکام کامپوزیت شیشه/اپوکسی با نتایج آزمایشگاهی [۱۱] و مدل شکریه و همکاران [۱۴]

۶- نتیجه‌گیری

پیش‌بینی خواص مکانیکی وابسته به نرخ کرنش کامپوزیت الیافی تک‌جهته هدفی است که در این تحقیق بدان پرداخته شد. در ابتدا مدل ساختاری دینامیکی تعمیم‌یافته ارائه شد. این مدل شامل سه بخش است که بخش اول به پیش‌بینی ناحیه الاستیک منحنی تنش-کرنش می‌پردازد. بخش دوم رفتار غیرالاستیک منحنی را پیش‌بینی می‌کند و بخش سوم استحکام نهایی منحنی تنش-کرنش را پیش‌بینی می‌کند. بدین منظور ابتدا با بررسی رفتار الاستیک پلیمرهای مختلف، رابطه‌ای مادی برای پیش‌بینی رفتار الاستیک پلیمر ارائه شد. سپس با اصلاح مدل جانسون-کوک که برای فلزات ارائه شده بود، رفتار غیرخطی پلیمرها در نرخ کرنش متفاوت پیش‌بینی شد. در ادامه مشاهده شد مشابه رابطه‌ای که برای مدول الاستیسته پلیمرها وابسته به نرخ کرنش وجود دارد، می‌توان برای استحکام نهایی پلیمرها نیز در نظر گرفت؛ بدین ترتیب تمام منحنی تنش-کرنش پلیمرهای مختلف قابل پیش‌بینی خواهد بود. در ادامه با استفاده از مدل مایکرومکانیکی پلاستیسته هوانگ و ترکیب آن با مدل دینامیکی ساختاری تعمیم‌یافته، رفتار وابسته به نرخ کرنش برشی کامپوزیت الیافی پیش‌بینی شد. این مدل توانایی پیش‌بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش برشی کامپوزیت‌های الیافی تک‌جهته را در نرخ کرنش و کسر حجمی دلخواه الیاف داراست. از جمله مزایای مدل‌های ارائه شده در این تحقیق می‌توان به موارد زیر اشاره کرد:

- پیش‌بینی رفتار الاستیک و استحکام نهایی وابسته به نرخ کرنش پلیمر خالص به کمک مدلهای تجربی ارائه‌شده.
- پیش‌بینی رفتار غیرالاستیک وابسته به نرخ کرنش پلیمر خالص به کمک مدل اصلاح‌شده جانسون-کوک با دقت مطلوب؛ به طوری که حداکثر خطای مدل در پیش‌بینی رفتار برشی E-862 برابر ۶/۵۸ درصد و برای ML-506 برابر ۵/۴۲ درصد است. حداکثر خطای پیش‌بینی رفتار کششی برای پلیمر PB-1 نیز برابر ۱۰/۹۷ درصد و برای E-862 برابر ۶/۴ درصد است.
- صحت مدل ساختاری دینامیکی تعمیم‌یافته برای پیش‌بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش انواع پلیمرها شامل پلیمرهای گرماسخت و گرمنازم در بازه وسیعی از نرخ کرنش از نرخ کرنش استاتیک تا نرخ‌های بالغ بر ۴۰۰ بر ثانیه.

