



ارائه یک مدل ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی جهت پیش بینی رفتار برشی پلیمرها و پلیمرهای تقویت شده با نانوالیاف کربن

محمود مهرداد شکریه^{1*}، علی رضا شماعی کاشانی²، رضا مسلمانی³

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

2- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

3- استادیار، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز

*تلفن: 16846-13114، ایمیل: shokrieh@iust.ac.ir، تهران

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 26 اسفند 1393

پذیرش: 02 اردیبهشت 1394

ارائه در سایت: 28 اردیبهشت 1394

کلید واژگان:

معادله ساختاری

نرخ کرنش

مواد پلیمری

خواص برشی

مایکرومکانیک

چکیده

خواص مکانیکی مواد پلیمری بطور قابل توجهی وابسته به نرخ کرنش است. بنابراین، توسعه یک مدل ساختاری وابسته به نرخ کرنش برای بررسی رفتار مکانیکی این مواد مورد نیاز می باشد. در این تحقیق، ابتدا رفتار برشی پلیمر خالص و پلیمر تقویت شده با نانوالیاف کربن تحت نرخ های بارگذاری مختلف به صورت آزمایشگاهی مورد بررسی قرار گرفته است. سپس مدل ساختاری جانسون-کوک برای در نظر گرفتن رفتار برشی وابسته به نرخ کرنش پلیمر خالص اصلاح شده است. در ادامه، با معرفی رابطه ای مادی، اثر نرخ کرنش بر رفتار الاستیک ماده بررسی شده است. سپس با ترکیب معادله ساختاری جانسون-کوک اصلاح شده با مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای و با استفاده از نتایج آزمایش پلیمر خالص و خواص مکانیکی نانوالیاف کربن، رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش پلیمرهای تقویت شده با نانوالیاف کربن در نرخ کرنش و کسر حجمی دلخواه آن پیش بینی می شود. مدل ارائه شده جدید در این تحقیق، مدل ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی نام گذاری گردیده است. نتایج پیش بینی شده برای پلیمرهای خالص و تقویت شده با نتایج آزمایشگاهی بدست آمده در این تحقیق و نتایج آزمایشگاهی موجود در مقالات دیگر مقایسه شده است. این مقایسه ها نشان می دهند که مدل ساختاری فوق به خوبی توانایی پیش بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش پلیمرها را داراست.

A dynamic-micromechanical constitutive model to predict the strain rate dependent shear behavior of neat and reinforced polymers with carbon nanofibers

Mahmood Mehرداد Shokrieh^{1*}, Ali Reza Shamaei Kashani², Reza Mosalmani³

1,2- Department of Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

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

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

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 17 March 2015
Accepted 22 April 2015
Available Online 18 May 2015

Keywords:
Constitutive Model
Strain Rate
Polymeric Materials
Shear Properties
Micromechanics

ABSTRACT

Mechanical properties of polymeric materials are significantly sensitive to the loading rate. Therefore, it is necessary to develop a dynamic constitutive model to investigate their strain rate dependent mechanical behavior. In this study, first by conducting torsion experiments the shear behavior of neat and reinforced epoxy with carbon nano-fibers (CNFs) was studied experimentally. Then, the Johnson-Cook (J-C) model was modified to be able to model the shear behavior of neat polymers. The strain rate effects on elastic behavior of polymers were considered by introducing a material equation. Then, by combining the modified Johnson-Cook (MJ-C) model with a micromechanical model (Halpin-Tsai model) and using pure polymer experimental tests and mechanical properties of carbon nano fiber, the strain rate dependent mechanical behavior of polymers reinforced with CNFs at arbitrary strain rates and volume fraction of carbon nanofiber has been predicted. The new model presented in this research is called the dynamic-micromechanical constitutive model. The predicted results for the neat and nano-phased polymers were compared with conducted and available experimental results. It has been shown that the present dynamic constitutive model can predict the strain rate dependent mechanical behavior of polymeric materials with good accuracy.

1- مقدمه

می باشند. بنابراین برای طراحی و تحلیل رفتار آن ها در این شرایط، نیاز به انجام آزمایش های متعدد در دماها و نرخ های کرنشی متفاوت می باشد. از طرف دیگر تعیین رفتار مکانیکی مواد مختلف در دماها و نرخ های بارگذاری

مواد در نرخ های کرنش و دماهای متفاوتی بکار برده می شوند. همچنین معمولاً مشخصات مکانیکی مواد نسبت به تغییرات نرخ کرنش و دما، حساس

Please cite this article using:

M. M. Shokrieh, A. R. Shamaei Kashani, R. Mosalmani, A dynamic-micromechanical constitutive model to predict the strain rate dependent shear behavior of neat and reinforced polymers with carbon nanofibers, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 7, pp. 13-21, 2015 (In Persian)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

پلیمر وینیل استر را داشته و جامعیت ندارد. تروورت [15] نیز با دیدگاه ترمودینامیکی، معادله ساختاری دینامیکی برای توضیح تغییر شکل الاستوویسکوپلاستیک پلیمرهای شیشه‌ای معرفی کرده است. البته مدل او علاوه بر آن که توانایی مدلسازی رفتار ناحیه الاستیک به صورت کاملاً خطی یا غیرخطی را ندارد، توانایی مدلسازی رفتار کرنش سختی و کرنش نرمی را نیز ندارد. پنگ [16] با دیدگاهی رئولوژیکی و با ارائه مدلی ساختاری وابسته به نرخ کرنش و دما شامل بخش ویسکوالاستیک و بخش ویسکوپلاستیک، رفتار مکانیکی کششی و فشاری پلی کرنات را پیش‌بینی کرد. بیلک [17] با انجام آزمایش روی پلی کرنات در نرخ‌های کرنش پایین (استاتیک) تا نرخ‌های بالا (دینامیک) افزایش مدول و استحکام را برای این پلیمر مشاهده و گزارش کرد. در ادامه با استفاده از مدل ساختاری مولیکن-بویس که برای پلیمرهای آمورف می‌باشد، رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش این پلیمر پیش‌بینی شده است. البته بعضاً در پیش‌بینی رفتار پلاستیک خطایی بالاتر از رنج خطای مهندسی داشته و رفتار برشی پلیمر نیز بررسی نشده است. گولدربرگ [1] نیز برای مدلسازی رفتار دینامیکی پلیمرها، مدلی را بر مبنای مدل بودنر-پارتم [18] که برای فلزات ارائه شده بود، توسعه داد. در مدل گولدربرگ برای رسم منحنی تنش-کرنش یک پلیمر خاص، ثوابت مادی زیادی باید تعیین شوند. در ضمن این مدل، اثرات تغییر دما را نمی‌تواند در نظر بگیرد و تنها در دمای محیط قابل استفاده است [19].

پلیمرهای تقویت‌شده با نانوالیاف افزایش قابل ملاحظه‌ای در خواص مکانیکی، الکتریکی و گرمایی در مقایسه با پلیمرهای خالص از خود نشان می‌دهند که به دلیل این مزایا این دسته از مواد بسیار مورد توجه محققین بوده است [20]. برای مدلسازی رفتار مکانیکی پلیمرها و پلیمرهای تقویت‌شده تحت بارگذاری دینامیکی، بررسی رفتار مکانیکی آن‌ها تحت نرخ کرنش دلخواه لازم است. اینگرام [21] رفتار کششی پلی پروپیلن تقویت‌شده با نانو الیاف کربن، در نرخ کرنش را در بازه‌ای بین 0/02-2 بر دقیقه مطالعه کرد. نتایج آزمایشگاهی او نشان می‌دهد که استحکام پلی پروپیلن خالص و پلی پروپیلن تقویت‌شده، وابسته به نرخ کرنش است و مدول یانگ و استحکام تسلیم آن‌ها با افزایش نرخ کرنش، افزایش می‌یابد.

در تحقیق حاضر، یک معادله ساختاری مناسب برای پیش‌بینی رفتار مکانیکی برشی پلیمرها تحت بارگذاری‌های دینامیکی بر مبنای مدل جانسون-کوک توسعه داده شده است. همچنین، اثر نرخ بارگذاری روی پلیمرهای تقویت‌شده با نانوالیاف و با استفاده از مدل مایکرومکانیکی وابسته به نرخ کرنش، مورد بررسی قرار گرفته است. بدین ترتیب که با استفاده از مدل اصلاح‌شده جانسون-کوک و ترکیب آن با مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای مدلی ارائه شده است که توانایی پیش‌بینی رفتار مکانیکی پلیمرهای تقویت‌شده با نانوالیاف را داراست. در انتها نیز، مقادیر پیش‌بینی شده به کمک معادله ساختاری پیشنهادی، با مقادیر آزمایشگاهی (انجام شده در این مطالعه و یا موجود در منابع دیگر) مقایسه شده‌اند.

2- بیان مسئله و نحوه مدل‌سازی

با توجه به گستردگی استفاده از مواد پلیمری، ضرورت دارد که یک معادله ساختاری وابسته به نرخ کرنش برای مواد پلیمری توسعه پیدا کند. این مدل ضمن سادگی، باید قابلیت پیش‌بینی مناسب رفتار مکانیکی پلیمرها تحت بارگذاری‌های دینامیکی را داشته باشد. همچنین برای استفاده از این مدل، نیاز به داده‌های آزمایشی و بنابراین هزینه‌های کم‌تری باشد. در این مطالعه،

متفاوت، کاری بسیار پرهزینه و زمان‌بر است. از این رو برای تعیین رفتار مکانیکی مواد در شرایط مختلف دمایی و بارگذاری، از معادلات ساختاری وابسته به نرخ کرنش و دما استفاده می‌شود. امروزه نیز مصرف مواد پلیمری به تنهایی یا به عنوان ماده زمینه مواد کامپوزیتی به صورت فزاینده‌ای در حال گسترش است و مطالعه رفتار دینامیکی آن‌ها ضرورت دارد.

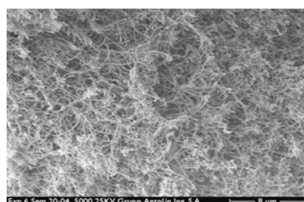
به منظور بررسی رفتار مکانیکی پلیمرها تحت بارگذاری دینامیکی، لازم است رفتار مکانیکی آن‌ها تحت نرخ‌های کرنش متفاوت مورد بررسی قرار گیرد. رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش پلیمرها توسط برخی از محققان مورد بررسی قرار گرفته است، که بیش‌تر این مطالعات به صورت آزمایشگاهی انجام شده‌اند [1-3]. اگرچه برای توصیف میزان وابستگی رفتار مکانیکی برخی از پلیمرها تحت نرخ‌های کرنش پایین، مدل‌های ساختاری متفاوتی ارائه شده‌اند. این مدل‌ها عمدتاً نیمه تجربی بوده و تنها برای برخی از پلیمرها قابل استفاده می‌باشند [4].

از جمله معادلات ساختاری پرکاربرد در حوزه فلزات، معادله ساختاری جانسون-کوک [5] است. مدل جانسون-کوک در شبیه‌سازی تغییر شکل فلزات در نرخ‌های کرنشی دینامیک، استفاده بسیار گسترده‌ای دارد. این مدل یک مدل نیمه تجربی می‌باشد و برای بسیاری از فلزات کاربرد دارد [6]. البته برای بعضی از فلزات مشاهده شده است که اثر نرخ کرنش بدان گونه نیست که معادله جانسون-کوک بیان می‌کند [7-9]. فلانسی و همکاران [10] نشان دادند که تابعیت تنش از نرخ کرنش به جای آن که تابعی خطی از لگاریتم طبیعی نرخ کرنش باشد، اگر تابعی توانی از آن باشد همخوانی بهتری با داده‌های آزمایشی خواهد داشت. هوه و کانگ [11] با در نظر گرفتن تابعیت تنش از نرخ کرنش به صورت تابع درجه دوم، مدل اصلاح‌شده‌ای برای فولادهای کم‌کربن ارائه دادند، کوپر و سیموندز [12] نیز برای فولاد A-36 تابعیت تنش از نرخ کرنش را اصلاح کردند. همچنین بنا به ادعای مییر [13] معادله اصلی جانسون-کوک برای آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V مناسب نیست و نیازمند اصلاح می‌باشد. لی و همکاران نیز با اصلاح مدل جانسون-کوک پیش‌بینی بهتری از رفتار وابسته به نرخ کرنش فولاد تی 24 به دست آوردند [14].

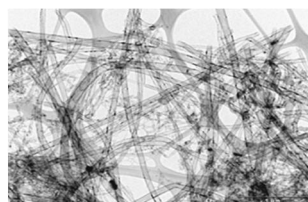
با فهم رفتار مکانیکی پلیمرها، توانایی تولید مواد پلیمری با خواص بالا افزایش می‌یابد. برای نمونه، استحکام پلیمرها به مانند فلزات با افزایش نرخ کرنش افزایش می‌یابد. فان و همکاران [2] با آزمایش کششی دینامیکی یک پلیمر نرم، کلیبر فلکس 75، با دستگاه آزمایش هاپکینسون کششی، رفتار این پلیمر را در نرخ‌های کرنش متوسط و بالا بررسی کرده و نشان دادند که با افزایش نرخ کرنش استحکام پلیمر در بازه نرخ کرنش 600 تا 3800 بر ثانیه پیوسته افزایش می‌یابد. با توجه به اینکه بررسی آزمایشگاهی نیازمند صرف زمان و هزینه است، بنابراین نیاز است که رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش پلیمرها با ارائه مدل دینامیکی پیش‌بینی شود. از جمله کارهایی که برای پیش‌بینی رفتار پلیمرها مدلی ساختاری ارائه داده‌اند می‌توان از تحقیق چن و ژو [3] نام برد که پاسخ مکانیکی رزین اپیون 828/T-403¹ را تحت بار تک محوره فشاری در نرخ کرنش‌های متفاوت به صورت آزمایشگاهی مورد بررسی قرار دادند. پلاسید و فاطمی [4] تغییر شکل پلیمر وینیل استر را تحت کشش یکنواخت مدل‌سازی کرده‌اند. آن‌ها از مدل جامد خطی استاندارد اصلاح‌شده برای نشان دادن رفتار تنش-کرنش وینیل استر در دامنه کوچکی از نرخ کرنش و دما استفاده کرده‌اند. اما مدل فوق تنها قابلیت استفاده برای

جدول 1 خواص مکانیکی نانوالیاف کربن [23]

خواص نانو رشته کربن	مقدار
قطر (نانومتر)	20-80
نسبت منطری	30<
هدایت گرمایی (وات/متر کلوین)	0/060
مقاومت الکتریکی (اهم سانتی متر)	100<
استحکام کششی (گیگا پاسکال)	2/92
مدول الاستیسیته (گیگا پاسکال)	240
چگالی (گرم بر سانتی متر مکعب)	1/97<



(الف)



(ب)

شکل 1 الف) تصویر میکروسکوپ روبشی نانوالیاف کربن (ب) تصویر میکروسکوپ

الکترونی عبوری نانوالیاف کربن تهیه شده توسط شرکت GANF اسپانیا [22]

پس از امواج دهی مافوق صوت، سخت کننده به ترکیب حاصل افزوده می شود و ترکیب نهایی برای مدت 15 دقیقه در 100 دور بر دقیقه هم زده می شود. آنگاه برای از بین بردن حباب های ایجاد شده، ترکیب حاصل در فشار 10 میلی بار گذاشته می شود. نمونه های نهایی برای مدت 24 ساعت و در دمای محیط و سپس برای تکمیل عملیات پخت برای مدت 2 ساعت در دمای 80 درجه سانتی گراد و برای مدت 1 ساعت در دمای 110 درجه سانتی گراد در کوره قرار داده می شوند [23]. شکل 2 تصویری از نمونه های آزمایشی اپوکسی خالص و اپوکسی تقویت شده نانوالیاف کربن را برای آزمایش پیچش نشان می دهد. این قطعات دارای دو انتهای شش گوش برای بسته شدن به فک های دستگاه آزمایش پیچش و مقطع میانی دایره ای شکل می باشند. در شکل 3 ابعاد نمونه آزمایشی پیچش استفاده شده در این تحقیق نشان داده شده است.

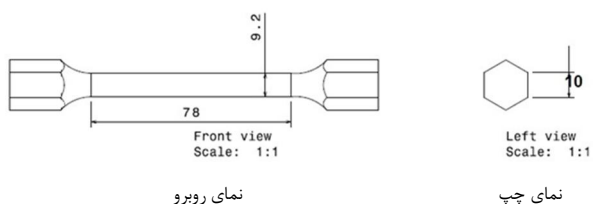
3-3- تجهیزات آزمایش

جهت مطالعه رفتار پیچشی نمونه ها، از دستگاه پیچش سنج استفاده می شود.



شکل 2 نمونه پیچشی اپوکسی خالص (تصویر بالا) و اپوکسی تقویت شده با 0/25

درصد نانوالیاف کربن (تصویر پایین)



شکل 3 ابعاد نمونه آزمایش پیچش مورد استفاده (برحسب میلی متر)

مدل ساختاری جانسون-کوک که به علت سادگی و دقت پیش بینی آن برای فلزات بسیار مورد استفاده قرار می گیرد، به عنوان معادله ساختاری اولیه در نظر گرفته شده است. مقایسه نتایج پیش بینی شده توسط مدل جانسون-کوک با نتایج آزمایشگاهی، نشان می دهد که این مدل باید برای مواد پلیمری اصلاح گردد.

مواد پلیمری تحت بارگذاری های مختلف رفتار پیچیده ای از خود نشان می دهند و بنابراین نیاز است که این دسته از مواد در بارگذاری های مختلف کششی و پیچشی مشخصه سازی شوند. در ارتباط با خواص مکانیکی پلیمرها، تاکنون خواص کششی بیش تر از خواص برشی مورد توجه بوده است. در حالی که به هیچ عنوان نمی توان از اهمیت خواص برشی بر رفتار سازه های مواد پلیمری چشم پوشی کرد. سازه های پلیمری و کامپوزیتی زیادی تحت بارگذاری های مرکب شامل بار پیچشی قرار می گیرند و در نتیجه مطالعه خواص مختلف مواد سازنده را ضرورت می بخشد. بنابراین، در این مطالعه یک مدل مادی ساختاری ارائه می شود که قابلیت پیش بینی خواص برشی انواع مختلفی از مواد پلیمری را در نرخ های کرنش متفاوت دارد و لذا، نیاز به انجام آزمایش ها را به نحو قابل ملاحظه ای کاهش می دهد. مدل فوق بر مبنای مدل جانسون-کوک توسعه یافته و با اعمال اصلاحاتی بر آن، برای مواد پلیمری قابل بهره برداری می باشد. همچنین با استفاده از روابط مایکرومکانیک، یک معادله ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی برای پلیمرهای تقویت شده با نانوالیاف کربن نیز توسعه داده شده است. با استفاده از این معادله ساختاری و داشتن خواص مکانیکی پلیمر خالص و نانوالیاف کربن، می توان رفتار مکانیکی پلیمر تقویت شده با نانوالیاف کربن را در نرخ کرنش دلخواه و کسر حجمی مورد نظر نانوالیاف کربن پیش بینی کرد.

3- انجام آزمایش و استخراج نتایج

در این بخش به نحوه تهیه نمونه ها و آزمایش نمونه های پیچشی پرداخته می شود.

3-1- مواد مورد استفاده

رزین اپوکسی از جمله رزین های پر کاربرد در صنعت کامپوزیت می باشد. در این مطالعه از رزین اپوکسی امال-506 تهیه شده در شرکت مهندسی مکر که بر پایه رزین اپوکسی بیسفنول A و هاردنر پلی آمینی تولید می شود، استفاده شده است که مطابق با سفارش شرکت تهیه کننده به نسبت 15 به 100 با سخت کننده HA-11 تولیدی همان شرکت، ترکیب شده است. با توجه به پایین بودن ویسکوزیته این رزین، امکان ترکیب آن با تقویت کننده های ماکرو و نانو فراهم می باشد. همچنین از ذرات نانوالیاف کربن تولیدی شرکت GANF اسپانیا استفاده شده، که خواص آن در جدول 1 ارائه شده است. شکل 1 تصویر میکروسکوپ الکترون روبشی، SEM، و میکروسکوپ الکترونی عبوری، TEM، از نانوالیاف کربن را نشان می دهد [22].

3-2- روش ساخت نمونه ها

برای تولید نانو کامپوزیت، ابتدا، رزین اپوکسی با 0/25 درصد کسر وزنی نانوالیاف کربن ترکیب شده و به مدت 15 دقیقه در 2000 دور بر دقیقه توسط همزن مکانیکی، ترکیب می شود. سپس، ترکیب حاصل برای مدت 70 دقیقه جهت از بین بردن کلوخه های نانوالیاف، تحت امواج مافوق صوت به توان 200 وات قرار می گیرد. البته حین این کار، ترکیب حاصل در آب خنک قرار داده می شود تا از افزایش بیش از حد گرما جلوگیری گردد. لازم به ذکر است که

با صرف نظر کردن از تغییرات دمایی در نرخ کرنش مورد بررسی، رابطه (1) به فرم زیر خلاصه می شود [24]:

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

که برای تعیین مجهولات این مدل، به داده های آزمایشی رفتار تنش-کرنش هر یک از پلیمرها در دو نرخ کرنش متفاوت نیاز است. در این مدل ε تنش پلاستیک معادل و $\dot{\varepsilon}^* = \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}$ به نرخ کرنش پلاستیک بی بعد است که از تقسیم نرخ کرنش، $\dot{\varepsilon}$ بر نرخ کرنش مرجع، $\dot{\varepsilon}_0$ به دست می آید. لازم به ذکر است که با در نظر گرفتن اثرات دمایی، تغییری در روند کلی حل مسئله ایجاد نمی شود. ثوابت مادی این معادله A, B, C, n می باشند که با توجه به نتایج آزمایشگاهی قابل تعیین هستند.

مزیت مهم این معادله سادگی تعیین پارامترهای این معادله با انجام تعداد محدودی آزمایش است. برای تعیین چهار مجهول مدل فوق، به منحنی تنش-کرنش هر کدام از پلیمرها در دو نرخ کرنش متفاوت نیاز است. البته در حالتی که از اثرات دمایی صرف نظر نشود، به سه منحنی تنش-کرنش که دو تا از آن ها در نرخ های کرنشی متفاوت و دو تا هم در دمای متفاوت هستند، نیاز خواهد بود.

4-1- تعیین ثوابت مدل جانسون-کوک

از آنجایی که مدل جانسون-کوک بر اساس تنش و کرنش حقیقی تعریف شده است، اولین گام برای تعیین ثوابت، تبدیل تنش و کرنش مهندسی به تنش و کرنش حقیقی است. برای این کار از روابط زیر استفاده می شود:

$$\gamma = \ln(1 + \gamma_{nom}) \quad (3)$$

$$\tau = \tau_{nom}(1 + \gamma_{nom}) \quad (4)$$

که در آن γ_{nom} و τ_{nom} به ترتیب کرنش و تنش برشی مهندسی و همچنین γ و τ به ترتیب مقادیر کرنش و تنش برشی حقیقی هستند.

پارامتر A برابر است با مقداری که به ازای آن کرنش پلاستیک در نرخ کرنش مرجع، برابر با صفر می شود. سپس ثوابت B و n تعیین می شوند. بدین منظور در نرخ کرنش برابر با نرخ کرنش مرجع، مدل جانسون-کوک به فرم زیر در می آید:

$$\sigma = A + B(\varepsilon)^n \quad (5)$$

با استفاده از منحنی تنش-کرنش پلاستیک ماده در نرخ کرنش مرجع و سپس رسم رابطه فوق و استفاده از شیب و عرض از مبدا نمودار، ثوابت B و n برای هر ماده به دست می آیند.

برای تعیین ثابت C ، مدل جانسون-کوک به فرم زیر نوشته می شود:

$$\frac{\sigma}{A + B\varepsilon^n} = 1 + C \ln \dot{\varepsilon}^* \quad (6)$$

با رسم منحنی $\frac{\sigma}{A + B\varepsilon^n}$ نسبت به $\ln \dot{\varepsilon}^*$ در نرخ کرنش های متفاوت و سپس میانگین گیری از نتایج به دست آمده در مقادیر کرنش مشخص، می توان ثابت C را تعیین کرد. ثوابت مدل جانسون-کوک در جدول 3 ارائه شده است.

5-1- اصلاح مدل جانسون-کوک

در این بخش، مدل جانسون-کوک جهت استفاده برای انواع پلیمرها اصلاح می شود. همان طور که اشاره شد معادله جانسون-کوک برای فلزات به طور گسترده مورد استفاده قرار می گیرد، اما این معادله برای پلیمرها قابلیت استفاده ندارد و لذا مورد استفاده قرار نگرفته است. برای بررسی دلیل این موضوع، از اپوکسی های با چقرمگی بالا (2-977 و پی آر-520) و اپوکسی های نسبتاً ترد (ای-862 و امال-506) برای ارزیابی مدل جانسون-کوک انتخاب شده اند. در شکل 6 نمودار تنش-کرنش برشی این پلیمرها در نرخ کرنش های

در شکل 4 شمای کلی دستگاه مورد استفاده نشان داده شده است. در دستگاه آزمایش پیچش، با استفاده از حرکت دورانی ایجاد شده توسط سیستم موتور و جعبه دنده و انتقال آن به یک سر نمونه و مقید نمودن سر دیگر نمونه بر روی محوری که در انتها به پاندولی با دو وزنه 25 کیلوگرمی متصل است، گشتاور پیچشی بر روی نمونه آزمایش اعمال می گردد. همچنین جهت اندازه گیری دقیق گشتاور اعمالی از یک پیچش سنج دیجیتالی استفاده میشود. برای اندازه گیری زاویه پیچش اعمالی به نمونه نیز از یک دستگاه اندازه گیری با نمایشگر دیجیتالی استفاده می شود. این دستگاه به طور مستقیم زاویه پیچش خالص را بر حسب درجه نشان می دهد.

3-4- نتایج آزمایش پیچش

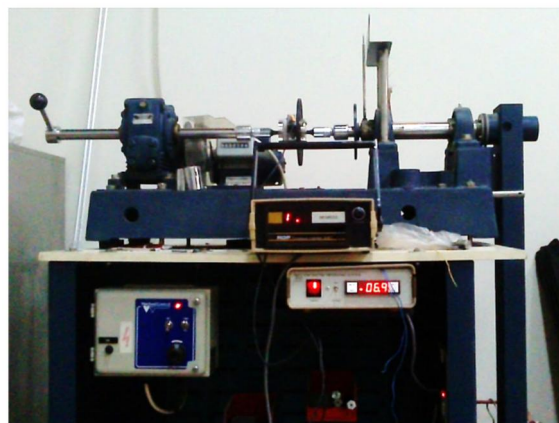
برای انجام آزمایش پیچش و تعیین خواص برشی، برای هر نرخ کرنش حداقل سه نمونه آماده گردید. پس از انجام آزمایش پیچش، داده های آزمایشگاهی به دو دسته داده های آزمایش شبه استاتیکی و داده های آزمایش دینامیکی در دمای اتاق تقسیم می شوند. هدف از آزمایش پیچش، تعیین استحکام نهایی برشی، مدول برشی و نحوه رفتار ماده تحت بار پیچشی می باشد. خواص مکانیکی برشی حاصل از آزمایش پیچش در جدول 2 ارائه شده اند. آزمایش پیچش برای نمونه های اپوکسی خالص و نمونه های اپوکسی تقویت شده با 0/25 درصد وزنی نانوالیاف کربن انجام گرفته است. لازم به ذکر است که در حین انجام آزمایش، بار ثابتی از الکتروموتور به دستگاه انتقال داده شده تا نرخ کرنش ثابتی در محدوده استاتیکی یا دینامیکی مورد بررسی به نمونه انتقال یابد. در شکل 5 نمونه های آزمایش پیچشی پس از انجام آزمایش و شکست نشان داده شده اند.

4-4- مدل جانسون-کوک

در این بخش مدل پیشنهادی برای پیش بینی خواص برشی مواد پلیمری در نرخ کرنش های متفاوت ارائه می شود. معادله جانسون-کوک یک مدل حالت شناخته شده است که توسط جانسون و کوک ارائه شده است. مزیت های این مدل، سادگی و در دسترس بودن پارامترهای آن برای انواع مواد است. فرم کلی این مدل به فرم زیر است [5]:

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

در این مدل σ و ε به ترتیب، تنش و کرنش حقیقی تک محوره هستند. در معادله (1) عبارت اول مدل، وابستگی به کرنش را بیان می کند. عبارت دوم وابستگی به نرخ کرنش، و عبارت سوم وابستگی تنش را به دما بیان می کند.



شکل 4 نمای کلی دستگاه پیچش سنج

متفاوت ارائه شده است. لازم به ذکر است در نمودارها، مدل جانسون-کوک با علامت اختصاری ج-ک نشان داده شده است.

جدول 2 استحکام پیچشی و مدول پیچشی اپوکسی خالص و تقویت شده در نرخ کرنش های متفاوت

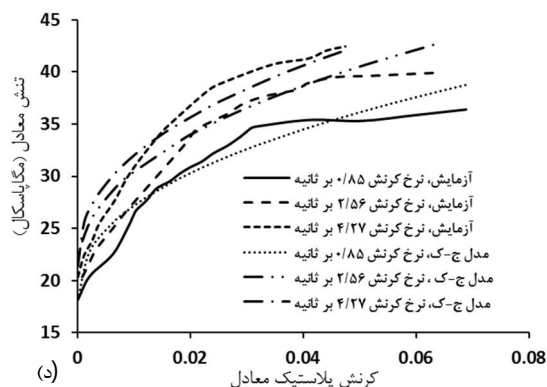
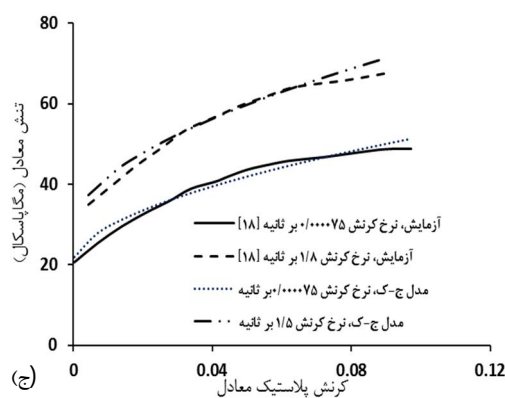
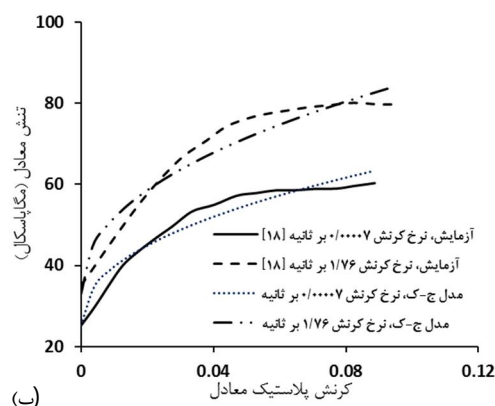
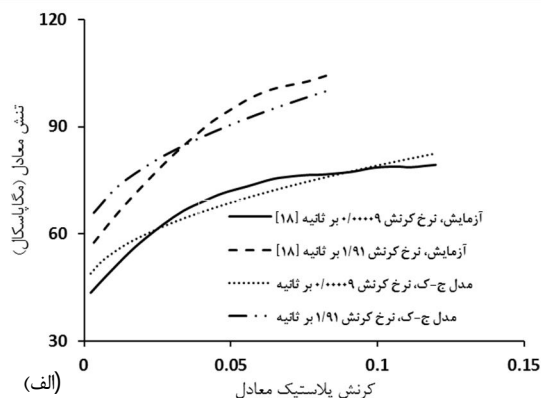
نوع رزین	نرخ کرنش (بر ثانیه)	استحکام برشی (مگاپاسکال)	مدول برشی (گیگاپاسکال)
امال-506 خالص	0/848	33/41	0/98
امال-506 خالص	4/273	39/83	1/20
امال-506 تقویت شده با 0/25 درصد نانوالیاف کربن	0/848	42	1/11
امال-506 تقویت شده با 0/25 درصد نانوالیاف کربن	2/560	47	1/54
امال-506 تقویت شده با 0/25 درصد نانوالیاف کربن	4/273	52/60	1/75



شکل 5 نمونه آزمایش پیچش پس از شکست اپوکسی خالص (تصویر بالا) و اپوکسی تقویت شده با 0/25 درصد نانوالیاف کربن (تصویر پایین)

جدول 3 ضرایب ثابت مدل جانسون-کوک برای رزین های مختلف

نوع رزین	A (MPa)	B (MPa)	n	C
977-2	41/07	112/2	0/4981	0/0318
پی آر-520	25	111/9	0/4440	0/0211
ای-862	20/47	110/4	0/5497	0/0441
امال-506	18/29	64/64	0/4270	0/1097



شکل 6 مقایسه نتایج حاصل از مدل جانسون-کوک برای پلیمرها با داده های آزمایشی برشی الف (2-977 ب) پی آر-520 ج) ای-862 د) امال-506

با بررسی نتایج مدل جانسون-کوک مشاهده می شود که این مدل برخلاف عملکرد خوب برای فلزات، نتایج مطلوبی را برای پلیمرها نشان نمی دهد. پس نیاز است که برای استفاده از این مدل برای پلیمرها، مدل فوق اصلاح شود.

5-1- نحوه اصلاح معادله مدل جانسون-کوک

در تحقیق حاضر، در معادله 1 به جای تابع نمایی ارتباط تنش حقیقی با لگاریتم طبیعی کرنش پلاستیک حقیقی، یک چندجمله ای مرتبه سوم استفاده گردید. همچنین با توجه به محدوده نرخ کرنش مطالعه شده در این تحقیق، تاثیر پارامتر دما روی استحکام بسیار کم و قابل اغماض است. پس در مدل ارائه شده از اثر دما صرف نظر می شود. مدل پیشنهادی برای این دسته از پلیمرها در تحقیق حاضر به فرم زیر است:

$$\sigma = [A + a\varepsilon^3 + b\varepsilon^2 + c\varepsilon][1 + C \ln \dot{\varepsilon}] \quad (7)$$

که در آن σ ، ε ، $\dot{\varepsilon}$ ، C و A مشابه مدل اصلی جانسون-کوک تعریف می شوند. پارامترهای a ، b ، c نیز سایر ضرایب مجهول این رابطه هستند که باید تعیین گردند.

با داشتن نمودار تنش-کرنش پلاستیک حقیقی، خواص پلاستیک ماده قابل دستیابی است. ولی از آنجایی که در پلیمرها با افزایش نرخ کرنش، مدول برشی افزایش می یابد [17، 20]، خواص الاستیک این مواد در نرخ های کرنش متفاوت باید به نحوی دیگر تعیین شوند. به این منظور برای پیش بینی مدول برشی پلیمرها در نرخ های کرنش دلخواه با داشتن مدول برشی در نرخ کرنش مرجع می توان از رابطه زیر استفاده کرد [19]:

$$G = G_0 \left(1 + \alpha \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \quad (8)$$

که در آن α ثابت مجهولی است که با داشتن دو مقدار مدول برشی برای هر

رژین، قابل محاسبه می باشد. G مدول الاستیسیته در نرخ کرنش دلخواه $\dot{\epsilon}$ و G_0 مدول الاستیسیته در نرخ کرنش مرجع $\dot{\epsilon}_0$ است.

5-1-1-1- تعیین ثوابت مدل جانسون-کوک اصلاح شده

در این بخش ثوابت مدل اصلاح شده جانسون-کوک تعیین می شوند. برای تعیین پنج ثابت مجهول این معادله، نیاز به دو آزمایش در نرخ کرنش متفاوت است. همان طور که مشاهده می شود، با اینکه یک ثابت مجهول به ثوابت مجهول مدل جانسون-کوک اضافه شده است، ولی در تعداد آزمایش های مورد نیاز برای تعیین این ثوابت تغییری ایجاد نشده است. لازم به ذکر است، در اینجا، نرخ کرنش اولیه به عنوان نرخ کرنش مرجع انتخاب شده است.

پارامتر A مشابه مدل جانسون-کوک تعریف می شود و پارامترهای a و b و C از برازش به روش حداقل مربعات با یک منحنی چند جمله ای از مرتبه سوم به دست می آیند. مقادیر a و b و C به صورت مستقیم از برازش منحنی به دست می آیند برای محاسبه پارامتر C ، باید به ازای نرخ کرنش مرجع و به ازای مقادیر مختلف کرنش، نمودار تنش بر حسب نرخ کرنش رسم گردد. در ادامه به صورت جزئی تر نحوه تعیین این ضرایب مجهول ارائه می شود.

5-1-1-1- تعیین ثوابت A ، a ، b و C :

در این قسمت ابتدا پارامتر A تعیین می شود. همان طور که اشاره شد، پارامتر A برابر است با مقدار تنش که به ازای آن کرنش پلاستیک در نرخ کرنش مرجع، برابر با صفر می شود. برای تعیین سایر ضرایب، معادله اصلاح شده جانسون کوک در نرخ کرنش مرجع بازنویسی می شود:

$$\sigma = [A + a\epsilon^3 + b\epsilon^2 + c\epsilon] \quad (9)$$

پس از تعیین ضریب A ، با رسم منحنی مقدار $\sigma - A$ بر حسب کرنش پلاستیک معادل و برازش چندجمله ای از مرتبه سوم به منحنی فوق، می توان ضرایب مجهول a ، b ، c را تعیین کرد. لازم به ذکر است که منحنی فوق در نرخ کرنش مرجع رسم می شود.

5-1-2- تعیین ثابت C

برای تعیین ثابت C ، ابتدا معادله جانسون-کوک به فرم زیر نوشته می شود:

$$\frac{\sigma}{[A + a\epsilon^3 + b\epsilon^2 + c\epsilon]} = [1 + C \ln \dot{\epsilon}^*] \quad (10)$$

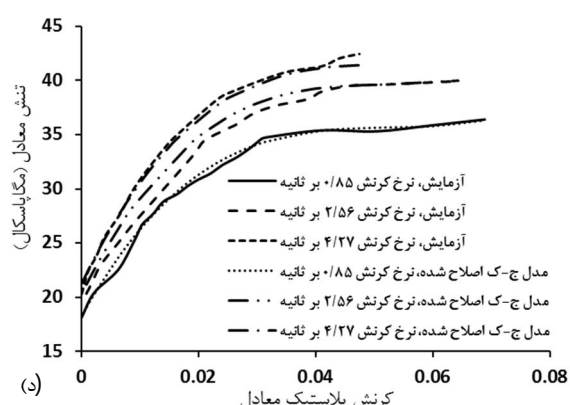
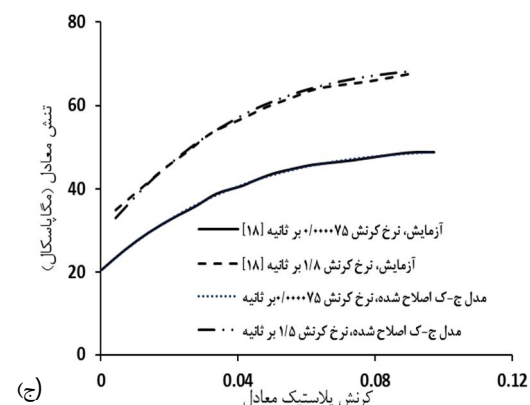
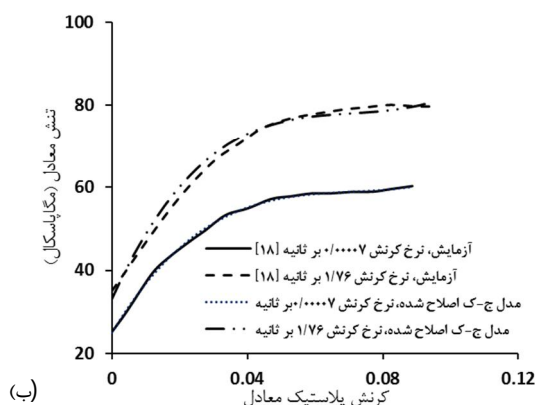
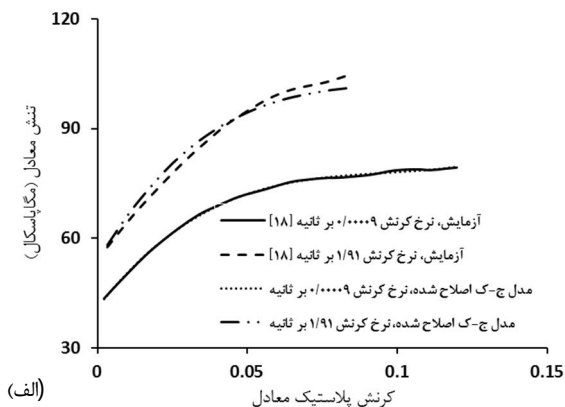
با رسم $\frac{\sigma}{[A + a\epsilon^3 + b\epsilon^2 + c\epsilon]}$ نسبت به $\ln \dot{\epsilon}^*$ ، در نرخ کرنش هایی که آزمایش انجام شده، و سپس میانگین گیری از نتایج به دست آمده در مقادیر کرنش مشخص، ثابت C محاسبه می شود. در جدول 4 ضرایب ثابت مدل جانسون-کوک اصلاح شده از معادله 7 برای رزین های مختلف آورده شده است.

5-2- ارزیابی مدل جانسون-کوک اصلاح شده برای پلیمر خالص

نمودارهای تنش-کرنش پلاستیک معادل بدست آمده از مدل جانسون-کوک اصلاح شده و نمودار تنش-کرنش پلاستیک معادل حاصل از نتایج آزمایشی برای رزین های اپوکسی 977-2، ای-862، پی آر-520 و امال-506 در شکل 7 نشان داده شده است. لازم به ذکر است که در نمودارها، مدل جانسون-کوک با علامت اختصاری ج-ک نشان داده شده است.

جدول 4 ضرایب ثابت مدل جانسون-کوک اصلاح شده برای رزین های مختلف

نوع رزین	A (MPa)	a (MPa)	b	c	C
977-2	41/07	36550	-10510	1056	0/0310
پی آر-520	25	87300	-18580	1357	0/0320
ای-862	20/47	20230	-6482	731	0/0410
امال-506	18/29	115600	-18250	970/5	0/1011



شکل 7 مقایسه نتایج حاصل از مدل جانسون-کوک اصلاح شده برای پلیمرها با داده های آزمایشی (الف) 977-2 (ب) پی آر-520 (ج) ای-862 (د) امال-506

همان طور که در شکل 7 نشان داده شده است، مدل جانسون-کوک اصلاح شده برای پلیمرها، نتایج همخوانی بسیار خوبی را با داده های آزمایشی

جدول 5 مقایسه حداکثر درصد خطای مدل جانسون-کوک و مدل جانسون-کوک

نوع رزین	نرخ کرنش	حداکثر خطای مدل ج-ک	حداکثر خطای مدل ج-ک اصلاح شده
977-2	0/0009	12/36	0/63
پی-آر-520	0/00007	17/41	1/73
ای-862	0/000075	9/91	0/85
امال-506	0/8477	13/37	4/98

جدول 6 حداکثر درصد خطای مدل جانسون-کوک و مدل جانسون-کوک اصلاح شده از مقادیر آزمایشگاهی برای پلیمرها در نرخ کرنش ثانویه

نوع رزین	نرخ کرنش	حداکثر خطای مدل ج-ک	حداکثر خطای مدل ج-ک اصلاح شده
977-2	0/0009	14/51	3/6
پی-آر-520	0/00007	14/36	5/58
ای-862	0/000075	7/16	5/45
امال-506	0/8477	14/57	4/68

با توجه به بکارگیری مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای در مدل ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی، توضیحاتی در خصوص این مدل مایکرومکانیکی در دنباله آمده است.

1-6- مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای

مدل های مایکرومکانیکی مختلفی برای پیش بینی رفتار الاستیک نانوکامپوزیت ها استفاده می شوند. از جمله این روابط می توان مدل های هالپین-تسای، موری تاناکا، نیلسن و دیگران را نام برد. مدل هالپین-تسای مدلی نیمه تجربی به فرم زیر است [25]:

$$G_{nc} = \frac{1 + 2 \frac{w}{t} \eta V_f}{1 - \eta V_f} G_m \quad (11)$$

$$\eta = \frac{\left(\frac{G_f}{G_m} - 1\right)}{\left(\frac{G_f}{G_m} + 2 \frac{w}{t}\right)} \quad (12)$$

که w/t فاکتور شکل است که مقدار آن برای نانوالیاف کربن برابر با 300 در نظر گرفته شده است [26] و V_f کسر حجمی نانوالیاف را بیان می کند. G_f ، G_m ، G_{nc} به ترتیب مدول برشی نانوکامپوزیت، فاز زمینه و الیاف (در اینجا نانوالیاف کربن) را بیان می کنند. برای محاسبه کسر حجمی داریم:

$$V_f = \frac{\rho_{nc}}{\rho_f} \times w_f \quad (13)$$

که در آن

$$\rho_c = \frac{1}{w_f/\rho_f + w_m/\rho_m} \quad (14)$$

که w_f کسر وزنی نانوالیاف کربن و $w_m = 1 - w_f$ کسر وزنی رزین است؛ و ρ_{nc} و ρ_f به ترتیب چگالی نانوکامپوزیت و چگالی نانوالیاف کربن است. مقدار چگالی نانوالیاف کربن و رزین اپوکسی به ترتیب برابر 2 گرم بر سانتی متر مکعب [23] و 1/11 گرم بر سانتی متر مکعب می باشد. برخلاف حساسیت خواص مکانیکی فاز زمینه پلیمرهای تقویت شده به نرخ کرنش، فرض می شود که خواص مکانیکی نانوالیاف تقویت کننده با تغییر نرخ کرنش ثابت باقی می ماند [27].

نشان می دهد. به گونه ای که خطای مدل اصلاح شده در نرخ کرنش اولیه بسیار کم و کمتر از 2 درصد است و در نرخ کرنش ثانویه این مقدار خطا از 4/5 درصد تجاوز نمی کند. در حالی که مقادیر خطای مدل جانسون-کوک در پیش بینی رفتار پلیمرهای فوق (در شکل 6) به 18 درصد نیز می رسد. در ادامه حداکثر مقدار خطا برای مدل جانسون-کوک و مدل جانسون-کوک اصلاح شده در جدول های 5 و 6 نشان داده می شود.

6- ارائه مدل ساختاری دینامیکی - مایکرومکانیکی برای پیش بینی رفتار تنش-کرنش برشی پلیمرهای تقویت شده با نانوالیاف کربن

مدلی که در این بخش ارائه می شود، توانایی شبیه سازی رفتار تنش-کرنش برشی پلیمرهای تقویت شده با نانوالیاف کربن در نرخ کرنش های مختلف را دارد. اگرچه با استفاده از رابطه جانسون-کوک اصلاح شده نیز می توان رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش پلیمر تقویت شده با نانوالیاف کربن را مورد مطالعه قرار داد، اما باید توجه کرد که در صورت تغییر درصد فاز تقویت کننده تمام مراحل لازم برای به دست آوردن مدل جانسون-کوک اصلاح شده نیز باید تکرار شوند، که این نیازمند انجام آزمایش و صرف زمان و هزینه می باشد. بدین منظور در این بخش مدلی ارائه می شود که تنها با استفاده از نتایج آزمایش پلیمر خالص و خواص مکانیکی نانوالیاف کربن، امکان تعیین خواص پلیمر تقویت شده با نانوالیاف کربن در کسرهای حجمی مختلف و نرخ های بارگذاری متفاوت فراهم می شود. این مدل جدید از ترکیب مدل اصلاح شده جانسون-کوک و مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای پایه گذاری گردیده است. لازم به ذکر است مدل فوق به مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای وابسته نبوده و از مدل های مایکرومکانیکی دیگر نیز می توان استفاده نمود. در دنباله جزئیات این مدل جدید ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی بصورت مبسوط شرح گردیده است.

روندنامی مدل در شکل 8 آورده شده است، این مدل با دریافت داده های آزمایش پیچش نمونه پلیمری خالص در دو نرخ کرنش متفاوت، نرخ بارگذاری و خواص مکانیکی نانوذرات تقویت کننده به عنوان ورودی، منحنی تنش-کرنش برشی رزین تقویت شده را به عنوان نتیجه ارائه می دهد. مدل فوق که از ترکیب معادله ساختاری جانسون-کوک اصلاح شده با مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای پایه گذاری شده، با نام مدل ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی نام گذاری گردیده است

در ابتدا به کمک مدل جانسون-کوک اصلاح شده ابتدا نمودار تنش-کرنش برشی اپوکسی خالص به دست می آید. با مطالعه پلیمرهای مختلف تحت بارگذاری های متفاوت، مشخص می شود که رفتار تنش-کرنش برشی این مواد حتی در نرخ های کرنش پایین غیرخطی است. بدین منظور از مدول مماسی برشی برای پلیمرها استفاده شده است. سپس مدول مماسی برشی پلیمر خالص در بازه های کرنش مناسب تعیین می شود. در ادامه با استفاده از مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای و مدول های مماسی برشی پلیمر خالص، مدول مماسی برشی پلیمر تقویت شده در بازه های کرنشی مختلف به دست می آید. بدین ترتیب نمودار تنش-کرنش برشی پلیمر تقویت شده با نانوالیاف حاصل می شود.

با استفاده از جدول 4، ثوابت مدل اصلاح شده جانسون-کوک برای پلیمر مورد نظر به دست می آید. سپس با طی روندی که در شکل 8 ارائه شده است، نمودار تنش-کرنش برشی برای پلیمر مورد نظر تقویت شده با نانوالیاف کربن به دست می آید.

برشی پلیمرهای تقویت شده با نانوالیاف کربن را در نرخ های کرنش دلخواه دارا می باشد. با استفاده از مدل ارائه شده در این تحقیق، نیاز به انجام آزمایش های مشخصه سازی کاهش می یابد.

8- نتیجه گیری

یکی از مشکلات مطالعه دینامیکی خواص مکانیکی پلیمرها، عدم وجود یک مدل ساختاری جامعی است که بوسیله آن بتوان خواص مکانیکی پلیمرها را در نرخ های کرنشی دلخواه پیش بینی کرد. از طرف دیگر، مطالعه خواص دینامیکی پلیمرها بصورت آزمایشگاهی کاری دشوار و پرهزینه است. در این مقاله ابتدا با اصلاح مدل جانسون-کوک یک مدل ساختاری وابسته به نرخ کرنش ارائه شده که رفتار مکانیکی پلیمرهای خالص مختلف (2-977، پی آر-520، ای-862 و امال-506) در نرخ های کرنش متفاوت را با دقت بالایی پیش بینی می کند.

در ادامه با ترکیب مدل جانسون-کوک اصلاح شده و مدل میکرومکانیکی هالپین-تسای، مدل ساختاری دینامیکی-میکرومکانیکی توسعه داده شده است. این مدل با استفاده از نتایج آزمایشگاهی پلیمر خالص و خواص مکانیکی نانوالیاف کربن، توانایی پیش بینی رابطه تنش-کرنش برشی و خواص مکانیکی پلیمرهای تقویت شده اعم از استحکام برشی و مدول برشی را در نرخ های بارگذاری متفاوت و درصد تقویت کننده دلخواه، با دقتی بسیار خوب داراست.

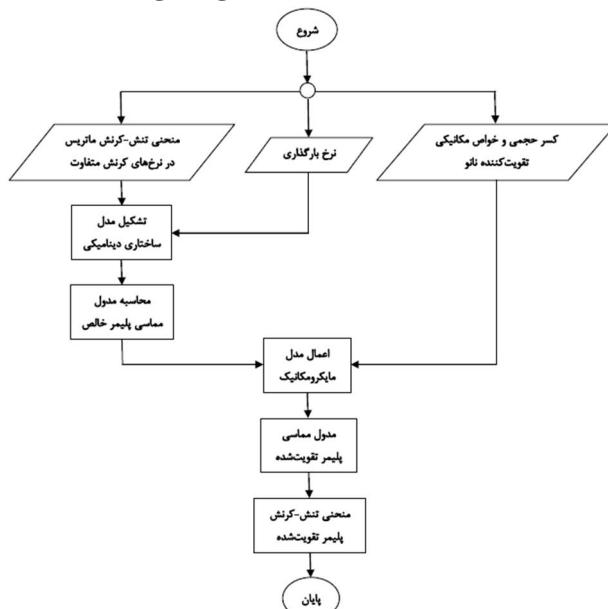
9- مراجع

- [1] R. K. Goldberg, G. D. Roberts, and A. Gilat, Implementation of an Associative Flow Rule Including Hydrostatic Stress Effects into the High Strain Rate Deformation Analysis of Polymer Matrix Composites, *Journal of Aerospace Engineering*, vol. 18, no. March, pp. 18–27, 2005.
- [2] J. T. Fan, J. Weerheijm, and L. J. Sluys, High-strain-rate tensile mechanical response of a polyurethane elastomeric material, *Polymer*, 2015.
- [3] W. Chen and B. Zhou, Constitutive behavior of Epon 828/T-403 at various strain rates, *Mechanics of Time-Dependent Materials*, pp. 103–111, 1998.
- [4] A. Plaseied and A. Fatemi, Deformation response and constitutive modeling of vinyl ester polymer including strain rate and temperature effects, *Journal of Materials Science*, vol. 43, pp. 1191–1199, 2008.
- [5] G. Johnson and W. Cook, A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures, *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, vol. 21, pp. 541–547, 1983.
- [6] T. J. Holmquist and G. R. Johnson, Determination of constants and comparison of results for various constitutive models, *de Physique IV*, Vol. 1, No. C3, pp. C3–853, 1991.
- [7] Y. C. Lin, X.-M. Chen, and G. Liu, A modified Johnson–Cook model for tensile behaviors of typical high-strength alloy steel, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, No. 26, pp. 6980–6986, Oct. 2010.
- [8] Y. C. Lin and X.-M. Chen, A combined Johnson–Cook and Zerilli–Armstrong model for hot compressed typical high-strength alloy steel, *Computational Materials Science*, Vol. 49, No. 3, pp. 628–633, 2010.
- [9] E. Kiranli, *Determination Of Material Constitutive Equation Of A Biomedical Grade Ti6Al4v Alloy For Cross-Wedge Rolling*, Izmir Institute of Technology, PhD Thesis, 2009.
- [10] P. S. Follansbee, G. Regazzoni, and U. F. Kocks, The transition to drag-controlled deformation in copper at high strain rates, *Mechanical Properties at High Rates of Strain*, 1984, pp. 71–80, 1984.
- [11] H. Huh and W. J. Kang, Crash-worthiness assessment of thin-walled structures with the high-strength steel sheet, *International Journal of Vehicle Design*, Vol. 30, No. 1, pp. 1–21, 2002.
- [12] L. Schwer, Optional Strain-Rate Forms for the Johnson Cook Constitutive Model and the Role of the Parameter Epsilon - 01, *6th European LS-DYNA Users' Conference*, pp. 1–17, 2007.
- [13] H. W. Meyer, A Modified Zerilli-Armstrong Constitutive Model Describing the Strength and Localizing Behavior of Ti-6Al-4V, *Materials Research*, pp. 1–29, 2006.
- [14] H. Y. Li, X. F. Wang, J. Y. Duan, and J. J. Liu, A modified Johnson Cook model for elevated temperature flow behavior of T24 steel, *Materials Science and Engineering A*, vol. 577, pp. 138–146, 2013.
- [15] T. A. Tervoort, L. E. Govaert, R. J. M. Smit, and W. A. M. Brekelmans, A Constitutive Equation for the Elasto-Viscoplastic Deformation of Glassy Polymers, *Mechanics of Time-Dependent Materials*, no. 1943, pp. 269–291, 1998.

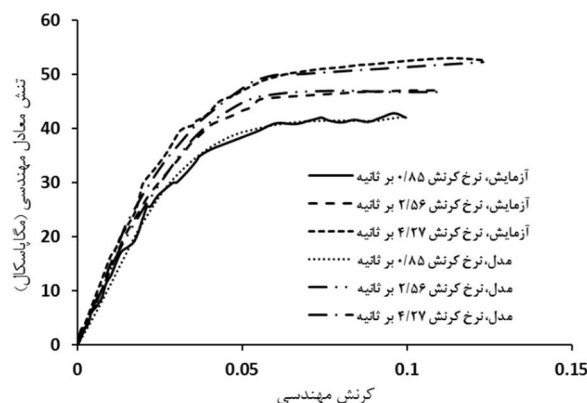
7- ارزیابی مدل ساختاری دینامیکی-میکرومکانیکی

در این بخش نتایج حاصل از مدل ارائه شده برای پلیمر تقویت شده با نانوالیاف کربن توسط نتایج آزمایشگاهی ارزیابی شده اند. نمودار تنش-کرنش برشی رزین اپوکسی امال-506 تقویت شده با 0/25 درصد نانوالیاف کربن در نرخ کرنش های مختلف، آزمایش شده در این تحقیق، در شکل 9 آورده شده است.

همان طور که در شکل 9 مشخص است، مدل پیشنهادی رفتار تنش-کرنش برشی اپوکسی تقویت شده با نانوالیاف کربن را با دقت بسیار خوبی پیش بینی می کند. منحنی های تنش-کرنش برشی در نرخ های بارگذاری فوق علاوه بر رفتار خطی در ناحیه الاستیک، رفتار غیرخطی را تا واماندگی کامل نشان می دهند. مدل ساختاری دینامیکی-میکرومکانیکی ارائه شده در تحقیق حاضر ضمن تطابق مناسب در ناحیه خطی، تطابق قابل قبولی را نیز در ناحیه غیرخطی نشان می دهد. لازم به توجه است که اگرچه مدل های میکرومکانیکی متداول عموماً جهت پیش بینی رفتار الاستیک نانوکامپوزیت ها مورد استفاده قرار می گیرند، اما مدلی که توانایی پیش بینی استحکام نانوکامپوزیت ها را دارا باشد، در دسترس نیست. در واقع در این مطالعه، معادله ای ساختاری ارائه شده است که امکان پیش بینی منحنی تنش-کرنش



شکل 8 روندنمای مدل برای پیش بینی رفتار تنش-کرنش برشی پلیمرهای تقویت شده با نانوالیاف



شکل 9 پیش بینی خواص پلیمر امال-506 تقویت شده با 0/25 درصد نانوالیاف کربن در نرخ های بارگذاری متفاوت

- [22] M. M. Shokrieh, M. Esmkhani, F. Vahedi, and H. R. Shahverdi, Improvement of mechanical and electrical properties of epoxy resin with carbon nanofibers, *Iranian Polymer Journal*, vol. 22, pp. 721–727, 2013.
- [23] M. Shokrieh, R. Mosalmani, and A. Shamaei, A combined micromechanical-numerical model to simulate shear behavior of carbon nanofiber / epoxy nanocomposites, *Materials & Design*, vol. 67, pp. 531–537, 2015.
- [24] V. Panov, *Modelling of behaviour of metals at high strain rates*, Cranfield University, PhD Thesis, 2006.
- [25] J. C. Halpin and J. . Kardos, The Halpin-Tsai equations: A review, *Polymer Engineering and Science*, vol. 16, no. 5, pp. 344–352, 1976.
- [26] M. H. Al-Saleh and U. Sundararaj, Review of the mechanical properties of carbon nanofiber / polymer composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 42, no. 12, pp. 2126–2142, 2011.
- [27] M. M. Shokrieh, R. Mosalmani, and M. Omid, Strain rate dependent micromechanical modeling of reinforced polymers with carbon nanotubes, *Journal of Composite Materials*, Vol. 48, No. 21, pp. 575–3381, 3393.
- [16] P. Yu, X. Yao, Q. Han, S. Zang, and Y. Gu, A visco-elastoplastic constitutive model for large deformation response of polycarbonate over a wide range of strain rates and temperatures, *Polymer*, vol. 55, no. 25, pp. 6577–6593, 2014.
- [17] S. Bilyk, *Dynamic Experiments and Constitutive Model Performance for Polycarbonate*, 2014.
- [18] S. R. Bodner and Y. Partom, "Constitutive equations for elastic-viscoplastic strain-hardening materials," *Journal of Applied Mechanics*, vol. 42, no. 2, pp. 385–389, 1975.
- [19] Zheng, *nonlinear strain rate dependent composite model for explicit finite element analysis*, University of Akron, Ph.D. Thesis, 2006.
- [20] J.-I. Weon, Mechanical and thermal behavior of polyamide-6/clay nanocomposite using continuum-based micromechanical modeling, *Macromolecular Research*, vol. 17, no. 10, pp. 797–806, 2009.
- [21] J. Ingram, Y. Zhou, S. Jeelani, T. Lacy, and M. F. Horstemeyer, Effect of strain rate on tensile behavior of polypropylene and carbon nanofiber filled polypropylene, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 489, no. 1, pp. 99–106, 2008.