ماهنامه علمى پژوهشى



مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

DOR: 20.1001.1.10275940.1394.15.7.27.5

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

محمود مهرداد شکریه<sup>1\*</sup>، علیرضا شماعی کاشانی<sup>2</sup>، رضا مسلمانی<sup>3</sup>

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

\*تهران، صندوق پستىshokrieh@iust.ac.ir ،16846-13114

چکیدہ	اطلاعات مقاله
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 میباشد. در این تحقیق، ابتدا رفتار برشی پلیمر خالص و پلیمر تقویتشده با نانوالیاف کربن تحت نرخهای بارگذاری مختلف به صورت آزمایشگاهی مورد بررسی قرار گرفته است. سپس مدل ساختاری جانسون-کوک برای درنظر گرفتن رفتار	مقاله پژوهشی کامل دریافت: 26 اسفند 1393 پذیرش: 02 اردیبهشت 1394 ارائه در سایت: 28 اردیبهشت 1394
برشی وابسته به نرخ کرنش پلیمر خالص اصلاح شده است. در ادامه، با معرفی رابطهای مادی، اثر نرخ کرنش بر رفتار الاستیک ماده بررسی شده است. سپس با ترکیب معادله ساختاری جانسون-کوک اصلاحشده با مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای و با استفاده از نتایج آزمایش پلیمر	<i>کلید واژگان:</i> معادله ساختاری
خالص و خواص مکانیکی نانوالیافکربن، رفتار مکانیکی وابسته به نرخ کرنش پلیمرهای تقویتشده با نانوالیافکربن در نرخ کرنش و کسر حجمی دلخواه آن پیشربینی میشود. مدل ارایه شده جدید در این تحقیق، مدل ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی نامگذاری گردیده است.	نرخ کرنش مواد پلیمری
نتایج پیش،بینیشده برای پلیمرهای خالص و تقویتشده با نتایج آزمایشگاهی بدست آمده در این تحقیق و نتایج آزمایشگاهی موجود در مقالات دیگر مقایسه شده است. این مقایسهها نشان میدهند که مدل ساختاری فوق بهخوبی توانایی پیش.بینی رفتار وابسته به نرخ کرنش پلیمرها را داراست.	خواص برشی مایکرومکانیک

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

#### Mahmood Mehrdad 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	Abstract
Original Research Paper Received 17 March 2015 Accepted 22 April 2015 Available Online 18 May 2015	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
Keywords: Constitutive Model Strain Rate Polymeric Materials Shear Properties Micromechanics	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

میباشند. بنابراین برای طراحی و تحلیل رفتار آنها در این شرایط، نیاز به انجام آزمایشهای متعدد در دماها و نرخهای کرنشی متفاوت میباشد. از طرف دیگر تعیین رفتار مکانیکی مواد مختلف در دماها و نرخهای بارگذاری

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

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

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)

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 بیش تر 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 می باشند [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 می باشد و برای بسیاری از فلزات کاربرد دارد [6]. البته برای بعضی از فلزات مشاهده شده است که اثر نرخ کرنش بدان گونه نیست كه معادله جانسون-كوك بيان مىكند [7-9]. فلانسبى و همكاران [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 درنظر گرفتن تابعیت تنش از نرخ کرنش به صورت تابع درجه دوم، مدل اصلاحشدهای برای فولادهای کم کربن ارائه دادند، کوپر و سیموندز [12] نیز برای فولاد آ-36 تابعیت تنش از نرخ کرنش را اصلاح کردند. همچنین بنا به ادعای مییر [13] معادله اصلي جانسون-كوك براي آلياژ تيتانيوم Ti-6Al-4V مناسب نيست و نیازمند اصلاح میباشد. لی و همکاران نیز با اصلاح مدل جانسون-کوک پیشبینی بهتری از رفتار وابسته به نرخ کرنش فولاد تی 24 بهدست 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، کلییر 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 برثانیه 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 ارئه 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 ایپون 1828/T-403 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 اصلاح شده 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

پلیمر وینیل استر را داشته و جامعیت ندارد. تروورت [15] نیز با دیدگاه ترموديناميكي، معادله ساختاري ديناميكي براي توضيح تغييرشكل الاستوويسكوپلاستيك پليمرهاى شيشهاى معرفى كرده است. البته مدل او علاوه بر آن که توانایی مدلسازی رفتار ناحیه الاستیک به صورت کاملا خطی یا غیرخطی را ندارد، توانایی مدسازی 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 ویسکویلاستیک، رفتار مکانیکی کششی و فشاری پلی کربنات را پیشبینی کرد. بیلیک [17] با انجام آزمایش روی پلی کربنات 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. گولدبرگ [1] نیز برای مدلسازی رفتار دنیامیکی پلیمرها، مدلی را برمبنای مدل بودنر -پارتوم [18] که برای فلزات ارائه شده بود، توسعه داد. در مدل گولدبرگ برای رسم منحنی تنش-کرنش یک پلیمر خاص، ثوابت مادی زیادی باید تعیین شوند. در ضمن این مدل، اثرات تغییر دما را نمی تواند 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 2-000 بر دقیقه مطالعه کرد. نتایج آزمایشگاهی او نشان میدهد که استحکام پلی پروپیلن خالص و پلیپروپیلن تقویتشده، وابسته به نرخ کرنش است و مدول یانگ و استحکام تسلیم آنها با افزایش نرخ کرنش، افزایش می یابد.

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 (نجام 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 پیش بینی 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،

<sup>1-</sup> Epon 828/T-403

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

مواد پلیمری تحت بارگذاریهای مختلف رفتار پیچیدهای از خود نشان میدهند و بنابراین نیاز است که این دسته از مواد در بارگذاریهای مختلف کششی و پیچشی مشخصه سازی شوند. در ارتباط با خواص مکانیکی پلیمرها، تاكنون خواص كششى بيشتر از خواص برشى مورد توجه بوده است. درحالي که به هیچ عنوان نمی توان از اهمیت خواص برشی بر رفتار سازههای مواد پلیمری چشمپوشی کرد. سازههای 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 بخشند. بنابراین، در این مطالعه یک مدل مادی ساختاری ارائه میشود که قابلیت پیشبینی خواص برشی انواع مختلفی از مواد پلیمری را در نرخهای کرنش متفاوت دارد و لذا، نیاز به انجام آزمایشها را به نحو قابل ملاحظهای کاهش میدهد. مدل فوق برمبنای مدل جانسون-کوک توسعه یافته و با اعمال اصلاحاتی بر آن، برای مواد پلیمری قابل بهرهبرداری میباشد. همچنین با استفاده از روابط مایکرومکانیک، یک معادله ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی برای پلیمرهای تقویتشده با نانوالیاف کربن نیز توسعه داده شده است. با استفاده از این معادله ساختاری و داشتن خواص مكانيكي پليمر خالص و نانوالياف كربن، مي توان رفتار مكانيكي پلیمر تقویتشده با نانوالیاف کربن را در نرخ کرنش دلخواه و کسرحجمی مورد نظر نانواليافكربن پيشبيني كرد.

#### 3- انجام آزمایش و استخراج نتایج

در این بخش به نحوه تهیه نمونهها و آزمایش نمونههای پیچشی پرداخته میشود.

#### 3-1- مواد مورد استفاده

رزین اپوکسی از جمله رزینهای پرکاربرد در صنعت کامپوزیت میباشد. در این مطالعه از رزین اپوکسی امال -506 تهیه شده در شرکت مهندسی مکرر که بر پایه رزین اپوکسی بیسفنول A و هاردنر پلیآمینی تولید میشود، استفاده شده است که مطابق با سفارش شرکت تهیهکننده به نسبت 15 به 100 با سختکننده 11-HH تولیدی همان شرکت، ترکیب شده است. با توجه ماکرو و نانو فراهم میباشد. همچنین از ذرات نانوالیاف کربن تولیدی شرکت ماکرو و نانو فراهم میباشد. همچنین از ذرات نانوالیاف کربن تولیدی شرکت 1 تصویر میکروسکوپ الکترون روبشی، SEM، و میکروسکوپ الکترونی عبوری، TEM، از نانوالیاف کربن را نشان میدهد [22].

#### 3-2- روش ساخت نمونهها

برای تولید نانوکامپوزیت، ابتدا، رزین اپوکسی با 20/0 درصد کسر وزنی نانوالیافکربن ترکیب شده و به مدت 15 دقیقه در 2000 دور بر دقیقه توسط همزن مکانیکی، ترکیب میشود. سپس، ترکیب حاصل برای مدت 70 دقیقه جهت از بین بردن کلوخههای نانوالیاف، تحت امواج مافوق صوت به توان 200 وات قرار میگیرد. البته حین این کار، ترکیب حاصل در آب خنک قرار داده میشود تا از افزایش بیش از حد گرما جلوگیری گردد. لازم به ذکر است که

كربن [23]	ى نانوالياف	واص مكانيك	جدول1 خ

مقدار	خواص نانو رشته كربن
20-80	قطر (نانومتر)
30<	نسبت منظرى
0/060	هدایت گرمایی (وات/متر کلوین)
100<	مقاومت الكتريكي (اهم سانتىمتر)
2/92	استحکام کششی (گیگا پاسکال)
240	مدول الاستيسيته (گيگا پاسكال)
1/97<	چگالی (گرم بر سانتیمتر مکعب)



**شکل 1** الف)تصویر میکروسکوپ روبشی نانوالیاف کربن ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری نانوالیاف کربن تهیه شده توسط شرکت GANF اسپانیا [22]

پس از امواجدهی 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 حبابهای ایجاد شده، ترکیب حاصل در فشار 10 میلیبار 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 سته شدن به فکهای 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- تجهيزات آزمايش

جهت مطالعه رفتار پیچشی نمونهها، از دستگاه پیچشسنج استفاده میشود.



شکل 2 نمونه پیچشی اپوکسی خالص (تصویر بالا) و اپوکسی تقویتشده با 25/0 درصد نانوالیافکربن (تصویر پایین)



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 میگردد. 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- نتايج آزمايش پيچش

برای انجام آزمایش پیچش و تعیین خواص برشی، برای هر نرخ کرنش حداقل سه نمونه آماده گردید. پس از انجام آزمایش پیچش، دادههای آزمایشگاهی به دو دسته دادههای آزمایش شبهاستاتیکی و دادههای آزمایش دینامیکی در دمای اتاق تقسیم میشوند. هدف از آزمایش پیچش، تعیین استحکام نهایی برشی، مدول برشی و نحوه رفتار ماده تحت بار پیچشی میباشد. خواص مکانیکی برشی حاصل از آزمایش پیچش در جدول 2 ارائه شدهاند. آزمایش پیچش برای نمونههای اپوکسی خالص و نمونه های اپوکسی تقویت شده با 20/0 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 شکل5 نمونههای آزمایش پیچشی پس از انجام آزمایش و شکست نشان داده شدهاند.

#### 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]:

 $\sigma = [A + B(\varepsilon)^{n}][1 + Cln(\varepsilon^{*})][1 - (T^{*})^{m}]$ (1) در این مدل  $\sigma$  و  $\varepsilon$  به ترتیب، تنش و کرنش حقیقی تک محوره هستند. در معادله (1) عبارت اول مدل، وابستگی به کرنش را بیان میکند. عبارت دوم وابستگی به نرخ کرنش، و عبارت سوم وابستگی تنش را به دما بیان میکند.



**شکل 4** نمای کلی دستگاه پیچشسنج

با صرفنظر کردن از تغییرات دمایی در نرخ کرنش مورد بررسی، رابطه (1) به فرم زیر خلاصه میشود [24]:

### $\sigma = [A + B\varepsilon^n][1 + C \ln \varepsilon^*]$ (2)

که برای تعیین مجهولات این مدل، به دادههای آزمایشی رفتار تنش -کرنش هر یک از پلیمرها در دو نرخ کرنش متفاوت نیاز است. در این مدل z تنش پلاستیک معادل و  $\frac{\dot{s}}{\dot{\epsilon}_0} = *\dot{s}$  نرخ کرنش پلاستیک بیبعد است که از تقسیم نرخ کرنش،  $\dot{s}$ ، بر نرخ کرنش مرجع،  $\dot{c}$ ، بهدست میآید. 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 میباشند 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 صرفنظر نشود، به سه منحنی تنش-کرنش که دو تا از آنها در نرخهای کرنشی متفاوت و دو تا هم در دمای متفاوت هستند، نیاز خواهد بود.

#### 4-1-تعيين ثوابت مدل جانسون -كوك

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 میشود:

$\gamma = \ln(1 + \gamma_{nom})$	(3)
$\tau = \tau_{\rm nom} (1 + \gamma_{\rm nom})$	(4)

τ = τ<sub>nom</sub>(1 + γ<sub>nom</sub>)(4)  $2 > c_n = τ_{nom} (1 + γ_{nom})$   $2 > c_n = τ_{nom} (1 + γ_{nom})$ 

 $\gamma$  و  $\tau$  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 میشود. سپس ثوابت B و  $\pi$  تعیین میشوند. بدین منظور در نرخ کرنش برابر با نرخ کرنش مرجع، مدل جانسون -کوک به فرم زیر در میآید:

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

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 میآیند.

برای تعیین ثابت *C*، مدل جانسون-کوک به فرم زیر نوشته میشود:

$$\frac{0}{A + Bc^n} = 1 + C \ln \dot{c}^*$$

با رسم منحنی  $\frac{\sigma}{A+Be^n}$  نسبت به  $\dot{s}$  در نرخ کرنشهای متفاوت و سپس میانگین گیری از نتایج بهدست آمده در مقادیر کرنش مشخص، میتوان ثابت C را تعیین کرد. ثوابت مدل جانسون-کوک در جدول 3 ارائه شده است.

#### 5-اصلاح مدل جانسون - كوك

(5)

(6)

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 نسبتا ترد (ای -862 و امال -506) برای ارزیابی مدل جانسون -کوک انتخاب شدهاند. در شکل 6 نمودار تنش -کرنش برشی این پلیمرها در نرخ کرنش های

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

**جدول2** استحکام پیچشی و مدول پیچشی اپوکسی خالص و تقویتشده در نرخ

درنشهای متفاوت			
مدول برشی	استحكام برشي	نرخ کرنش	
(گیگاپاسکال)	(مگاپاسکال)	(بر ثانيه)	نوع ررین
0/98	33/41	0/848	امال -506 خالص
1/20	39/83	4/273	امال -506 خالص
1/11	10	0/8/18	امال-506 تقويتشده با
1/11	42	0/040	0/25 درصد نانوالياف كربن
1/54	47	2/560	امال-506 تقويتشده با
1/54	77	2/500	0/25 درصد نانوالياف كربن
1/75	52/60	1/272	امال-506 تقويتشده با
1// 5	52/00	4/2/3	ο σ al II - 1:



**شکل** 5 نمونه آزمایش پیچش پس از شکست اپوکسی خالص (تصویر بالا) و اپوکسی تقویتشده با 0/25 درصد نانوالیافکربن (تصویر پایین)

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

С	п	<i>B</i> (MPa)	A (MPa)	نوع رزين
0/0318	0/4981	112/2	41/07	977-2
0/0211	0/4440	111/9	25	پىآر -520
0/0441	0/5497	110/4	20/47	ای-862
0/1097	0/4270	64/64	18/29	امال -506



مهندسی مکانیک مدرس، مهر 1394، دورہ 15، شمارہ 7



شکل 6 مقایسه نتایج حاصل از مدل جانسون-کوک برای پلیمرها با دادههای آزمایشی برشی الف) 2-977 ب) پیآر -520 ج) ای-882 د) امال -506

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

#### 5-1- نحوه اصلاح معادله مدل جانسون - کوک

(7)

در تحقیق حاضر، در معادله 1 به جای تابع نمایی ارتباط تنش حقیقی با لگاریتم طبیعی کرنش پلاستیک حقیقی، یک چندجملهای 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 صرفنظر می شود. مدل پیشنهادی برای این دسته از پلیمرها در تحقیق حاضر به فرم زیر است:

$$\sigma = [A + a\varepsilon^3 + b\varepsilon^2 + c\varepsilon][1 + C \ln \varepsilon^*]$$

که در آن *C* ، *ɛ* ، *σ* و *A* مشابه مدل اصلی جانسون-کوک تعریف می شوند. پارامترهای *C* ، *b* ، *a* 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 مییابد [17.20] ، خواص الاستیک این مواد در نرخهای کرنش متفاوت باید به نحوی دیگر تعیین شوند. به این منظور برای پیش بینی مدول برشی پلیمرها در نرخهای کرنش دلخواه با داشتن مدول برشی در نرخ کرنش مرجع می توان از رابطه زیر استفاده کرد [19]:

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

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

120 تنش 90 معادل (مگاپاسکال آزمایش، نرخ کرنش ۰/۰۰۰۰۹ بر ثانیه [۱۸] 60 آزمایش، نرخ کرنش ۱/۹۱ بر ثانیه [۱۸] – – – مدل ج-ک اصلاح شده، نرخ کرنش ۰۰۰۰۰۹ بر ثانیه ۰۰۰۰۰۰۰ مدل ج-ک اصلاح شده، نرخ کرنش ۱/۹۱ بر ثانیه ۰۰ -30 0.05 0.1 0.15 0 (الف) كرنش پلاستيك معادل 100 80 i, il معادل (مگایاسکال 60 آزمایش، نرخ کرنش ۰٬۰۰۰۷ بر ثانیه [۱۸] 40 آزمایش، نرخ کرنش ۱/۷۶ بر ثانیه [۱۸] – – – مدلج-ک اصلاح شده، نرخ کرنش ۰۰۰۰۰۷ بر ثانیه ..... مدلج-ک اصلاح شده، نرخ کرنش ۱/۷۶ بر ثانیه ۰۰ 🗕 20 0.12 0.04 0.08 (ب) كرنش يلاب 80 60 معادل (مگاپاسکال) 40 آزمایش، نرخ کرنش ۰/۰۰۰۰۷ بر ثانیه [۱۸] آزمایش، نرخ کرنش ۱/۸ بر ثانیه [۱۸] – – – 20 مدلج-ک اصلاح شده، نرخ کرنش ۲۵/۰۰۰۰ (•بر ثانیه ..... مدلج-ک اصلاح شده، نرخ کرنش ۱/۵ بر ثانیه ۰۰ -0.12 0.04 0.08 (ج) يلاستيك 45 40 تنثر 35 معادر (مگاپاسکال آزمایش، نرخ کرنش ۸۵/۰ بر ثانیه 30 آزمایش، نرخ کرنش ۲/۵۶ بر ثانیه 25 آزمایش، نرخ کرنش ۴/۲۷ بر ثانیه مدل ج-ک اصلاح شده، نرخ کرنش ۰/۸۵ بر ثانیه ..... 20 مدلج-ک اصلاح شده، نرخ کرنش ۲/۵۶ بر ثانیه ۰۰ مدل ج-ک اصلاح شدہ، نرخ کرنش ۴/۲۷ بر ثانیہ – 15 0.04 0.02 0.08 0 0.06 (J) كرنش يلاستيك معادل

شکل 7 مقایسه نتایج حاصل از مدل جانسون -کوک اصلاحشده برای پلیمرها با دادههای آزمایشی الف) 2-977 ب) پیآر -520 ج) ای -862 د) امال -506

همان طور که در شکل 7 نشان داده شده است، مدل جانسون-کوک اصلاحشده برای پلیمرها، نتایج همخوانی بسیار خوبی را با دادههای آزمایشی  $\dot{\epsilon}$  مدول الاستیسیته در نرخ کرنش دلخواه  $\dot{\epsilon}$  $\epsilon_0$  مدول الاستیسیته در نرخ کرنش مرجع  $\dot{\epsilon}_0$  است.

#### 5-1-1-تعيين ثوابت مدل جانسون -كوك اصلاح شده

در این بخش ثوابت مدل اصلاحشده جانسون-کوک تعیین میشوند. 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 آزمایشهای موردنیاز برای تعیین این ثوابت تغییری ایجاد نشده است. لازم به ذکر است، در اينجا، نرخ كرنش اوليه به عنوان نرخ كرنش مرجع انتخاب شده است.

پارامتر A مشابه مدل جانسون-کوک تعریف می شود و پارامترهای a، b و C از برازش به روش حداقل مربعات با یک منحنی چند جملهای از مرتبه سوم به دست می آیند. مقادیر a و b و c به صورت مستقیم از برازش منحنی به دست میآیند برای محاسبه پارامتر ۵، باید به ازای نرخ کرنش مرجع و به ازای مقادیر مختلف کرنش، نمودار تنش بر حسب نرخ کرنش رسم گردد. در ادامه به صورت جزئي تر نحوه تعيين اين ضرايب مجهول ارائه مي شود.

#### 1-1-1-5-تعيين ثوابت *b ،a* ه و c:

در این قسمت ابتدا پارامتر A تعیین می شود. همان طور که اشاره شد، 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 ضرایب، معادله اصلاح شده جانسون کوک در نرخ کرنش مرجع بازنویسی میشود:

 $\sigma = [A + a\varepsilon^3 + b\varepsilon^2 + c\varepsilon]$ پس از تعیین ضریب A، با رسم منحنی مقدار  $\sigma$ -A بر حسب کرنش پلاستیک معادل و برازش چندجملهای از مرتبه سوم به منحنی فوق، میتوان ضرائب مجهول a, b, c را تعیین کرد. لازم به ذکر است که منحنی فوق در نرخ کرنش مرجع رسم میشود.

#### C-1-5- تعيين ثابت

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

 $\overline{[A + a\varepsilon^3 + b\varepsilon^2 + c\varepsilon]} = [1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*]$ (10)با رسم lně<sup>\*</sup> نسبت به\***غاا،** در نرخ کرنشهایی که آزمایش انجام شده، و سپس میانگین گیری از نتایج بهدست آمده در مقادیر کرنش مشخص، ثابت 6 محاسبه می شود. در جدول 4 ضرایب ثابت مدل جانسون-کوک اصلاحشده از معادله 7 برای رزین های مختلف آورده شده است.

#### 5-2- ارزيابي مدل جانسون -كوك اصلاح شده براي پليمر خالص

نمودارهای تنش-کرنش پلاستیک معادل بدست آمده از مدل جانسون-کوک اصلاحشده و نمودار تنش - كرنش پلاستيك معادل حاصل از نتايج آزمايشي برای رزینهای اپوکسی 2-977، ای-862، پیآر-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.

جدول4 ضرایب ثابت مدل جانسون - کوک اصلاح شده برای رزین های مختلف

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

DOR: 20.1001.1.10275940.1394.15.7.27.5

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 سد. 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 پیشبینی رفتار تنش-کرنش برشی پلیمرهای تقویتشده با نانوالیاف کربن

مدلی که در این بخش ارائه میشود، توانایی شبیهسازی رفتار تنش-کرنش برشی پلیمرهای تقویتشده با نانوالیاف کربن در نرخ کرنشهای مختلف را دارد. اگرچه با استفاده از رابطه جانسون-کوک اصلاحشده نیز میتوان رفتار مكانيكي وابسته به نرخ كرنش پليمر تقويتشده با نانواليافكربن را مورد مطالعه قرار داد، اما باید توجه کرد که درصورت تغییر درصد فاز تقویت کننده تمام مراحل لازم برای بهدست آوردن مدل جانسون - کوک اصلاحشده نیز باید تكرار شوند، كه این نیازمند انجام آزمایش و صرف زمان و هزینه می باشد. بدینمنظور 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 تقویتشده با نانوالیاف کربن در کسرهای حجمی مختلف و نرخهای 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 ذكر است مدل فوق به مدل مايكرومكانيكي هالپين تساى وابسته نبوده و از مدلهای مایکرومکانیکی دیگر نیز میتوان استفاده نمود. در دنباله جزييات اين مدل جديد ساختاري ديناميكي -مايكرومكانيكي بصورت مبسوط شرح گردیده است.

روندنمای مدل در شکل 8 آورده شده است، این مدل با دریافت دادههای آزمایش پیچش نمونه پلیمری خالص در دو نرخ کرنش متفاوت، نرخ بارگذاری و خواص مکانیکی نانوذرات تقویتکننده به عنوان ورودی، منحنی تنش-کرنش برشی رزین تقویتشده را به عنوان نتیجه ارائه میدهد. مدل فوق که از ترکیب معادله ساختاری جانسون-کوک اصلاحشده با مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای پایهگذاری شده، با نام مدل ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی نامگذاری گردیده است

در ابتدا به کمک مدل جانسون-کوک اصلاحشده ابتدا نمودار تنش-کرنش برشی اپوکسی خالص به دست میآید. با مطالعه پلیمرهای مختلف تحت بارگذاریهای متفاوت، مشخص میشود که رفتار تنش-کرنش برشی این مواد حتی در نرخهای کرنش پایین غیرخطی است. بدین منظور از مدول مماسی برشی برای پلیمرها استفاده شده است. سپس مدول مماسی برشی پلیمر خالص در بازههای کرنش مناسب تعیین میشود. در ادامه با استفاده از مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای و مدولهای مماسی برشی پلیمر خالص، مدول مماسی برشی پلیمر تقویتشده در بازههای کرنشی مختلف بهدست میآید. بدین ترتیب نمودار تنش-کرنش برشی پلیمر تقویتشده با نانوالیاف حاصل میشود.

با استفاده از جدول 4، ثوابت مدل اصلاحشده جانسون-کوک برای پلیمر مورد نظر به دست میآید. سپس با طی روندی که در شکل 8 ارائه شده است، نمودار تنش-کرنش برشی برای پلیمر مورد نظر تقویتشده با نانوالیافکربن به دست میآید.

جدول5 مقایسه حداکثر درصد خطای مدل جانسون-کوک و مدل جانسون-کوک اصلاح شده ا: مقادر آ:مایشگاهی برای بلیمرها در نرخ کرنش اولیه

الصارح لسكاة أدهما فكالأرها يستحاهي بزأي يتيهزها خركل كركس أوليك				
حداکثر خطای مدل	حداکثر خطای	A. C		
ج-ک اصلاحشدہ	مدل ج-ک	ىرخ ترىس	نوع ررين	
0/63	12/36	0/0009	977-2	
1/73	17/41	0/00007	پىآر -520	
0/85	9/91	0/000075	ای <b>-862</b>	
4/98	13/37	0/8477	امال -506	

جدول6 حداکثر درصد خطای مدل جانسون-کوک و مدل جانسون-کوک اصلاح شده از مقادر آزمارشگاه برای بارم ها در زرخ کرزش ثانمره

از منادیر ازمایسانامی برای پلیکرما در کرخ کرکش کانویه				
حداکثر خطای مدل	حداکثر خطای	۲۰۰۰ ۲۰۰۰		
ج-ک اصلاحشدہ	مدل ج-ک	ىرخ ترىس	نوع رریں	
3/6	14/51	0/0009	977-2	
5/58	14/36	0/00007	پىآر -520	
5/45	7/16	0/000075	ای-862	
4/68	14/57	0/8477	امال-506	

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

#### 6-1- مدل مايكرومكانيكي هالپين-تساي

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

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

$$\eta = \frac{\zeta_{G_m}^{G_f} - 1}{\zeta_{G_m}^{G_f} + 2\frac{w}{t}}$$
(12)

که wt فاکتور شکل است که مقدار آن برای نانوالیاف کربن برابر با 300 درنظر گرفته شده است [26] و  $V_f$  کسر حجمی نانوالیاف را بیان میکند.  $G_f, G_m, G_{nc}$  به ترتیب مدول برشی نانوکامپوزیت، فاز زمینه و الیاف (در

اینجا نانوالیافکربن) را بیان میکنند. برای محاسبه کسر حجمی داریم:  

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

که در آن

$$\rho_c = \frac{1}{w_f / \rho_f + w_m / \rho_m} \tag{14}$$

که  $w_f$  کسر وزنی نانوالیاف کربن و  $w_f = \mathbf{1} - w_m$  کسر وزنی رزین است؛ و  $\rho_f \rho_f p_f$  بهترتیب چگالی نانوکامپوزیت و چگالی نانوالیاف کربن است. مقدار چگالی نانوالیاف کربن و رزین اپوکسی بهترتیب 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].

DOR: 20.1001.1.10275940.1394.15.7.27.5

#### 7-ارزيابي مدل ساختاري ديناميكي -مايكرومكانيكي

در این بخش نتایج حاصل از مدل ارائهشده برای پلیمر تقویتشده با نانوالیافکربن توسط نتایج آزمایشگاهی ارزیابی شدهاند. نمودار تنش-کرنش برشی رزین اپوکسی امال-506 تقویتشده با 25/0 درصد نانوالیافکربن در نرخ کرنشهای 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 غیر خطی را تا واماند گی کامل نشان می دهند. مدل ساختاری دینامیکی -مایکرومکانیکی ارائه شده در تحقیق حاضر ضمن تطابق مناسب در ناحیه خطی، تطابق قابل قبولی را نیز در ناحیه غیر خطی نشان می دهد. لازم به توجه است که اگرچه مدل های مایکرومکانیکی متداول عموما 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 9** پیش.بینی خواص پلیمر امال-506 تقویتشده با 0/25 درصد نانوالیافکربن در نرخهای بارگذاری متفاوت

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

#### 8- نتيجه گيري

یکی از مشکلات مطالعه دینامیکی خواص مکانیکی پلیمرها، عدم وجود یک مدل ساختاری جامعی است که بوسیله آن بتوان خواص مکانیکی پلیمرها را در نرخهای کرنشی دلخواه پیشبینی 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، پیآر -520 ، ای -862 و امال -506) در نرخهای کرنش متفاوت را با دقت بالایی پیشبینی میکند.

در ادامه با ترکیب مدل جانسون-کوک اصلاحشده و مدل مایکرومکانیکی هالپین-تسای، مدل ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی توسعه داده شده است. این مدل با استفاده از نتایج آزمایشگاهی پلیمر خالص و خواص مکانیکی نانوالیافکربن، توانایی پیشبینی رابطه تنش-کرنش برشی و خواص مکانیکی پلیمرهای تقویتشده اعم از استحکام برشی و مدول برشی را در نرخهای بارگذاری متفاوت و درصد تقویتکننده 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. Kıranlı, 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 dragcontrolled 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-6AI-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.

DOR: 20.1001.1.10275940.1394.15.7.27.5

#### ارائه یک مدل ساختاری دینامیکی-مایکرومکانیکی جبت پیش بینی رفتار برشی پلیمرها و پلیمرهای تقویتشده با نانوالیاف کربن

- [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*
- [25] S. Halpinardi, J. Kaldos, Hielmann San 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. Omidi, 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, O. 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 elasticviscoplastic 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, Macamandara Dependent data and the analysis and another analysis. 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.