



Original Article

Numerical Implementation of an Hyperelastic-Viscoplastic Constitutive Model to Simulate the Mechanical Behaviour of Two Segmented Thermoplastic Elastomer Polymers

Ehsan Ahmadi, Mohammad Reza Forouzan^{ID}, Peiman Mosaddegh^{*ID}, Manizheh Aghaei

Department of Mechanical Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

Abstract: Thermoplastic polyurethane (TPU) elastomers are widely used in industries such as automotive and medical due to their unique mechanical properties. However, their complex deformation behavior, resulting from the interaction between soft amorphous and hard crystalline phases, necessitates accurate numerical modeling for reliable prediction under various loading conditions. This study aims to characterize the deformation behavior of TPU through experimental testing and the implementation of a suitable constitutive model. A phenomenological material framework was developed and implemented in the ABAQUS/Explicit finite element software via a user-defined VUMAT subroutine. The model consists of an equilibrium hyperelastic component representing the soft phase, based on the Arruda-Boyce eight-chain model, and a viscoplastic-elastic component for the hard phase. The latter is formulated using a linear elastic spring, a nonlinear viscous damper based on a modified Ree-Eyring model, and a frictional element. The model parameters were calibrated using a series of uniaxial compression tests under monotonic and cyclic loading at various strain rates and room temperature. The results showed that, as the fraction of hard component increased, TPU exhibits stronger plastic behavior, with more energy dissipation and less shape recovery. Moreover with the application of a strain of -1.0 after each loading-unloading cycle, it exhibits a residual strain that is not fully recovered even several weeks after the end of the test. Furthermore, the model demonstrates the capability to simulate TPU response under other loading scenarios such as tension and stress relaxation. This work offers physical insight into the deformation mechanisms of TPU and provides a practical modeling tool for its complex elastomeric-plastic behavior.

Keywords: Thermoplastic polyurethane elastomer, Hyperelastic-viscoplastic behavior, Arruda-Boyce model, Modified Ree-Eyring viscoplastic flow, Uniaxial compression and tension tests, Stress relaxation test, Finite element method, VUMAT.

* Corresponding Author: Mosaddegh@iut.ac.ir

How to Cite: Ahmadi Ehsan, Forouzan Mohammad Reza, Mosaddegh Peiman, Aghaei Manizheh. Numerical implementation of an hyperelastic-viscoplastic constitutive model to simulate the mechanical behaviour of two segmented thermoplastic elastomer polymers, Journal of Computational Methods in Engineering





پیاده‌سازی عددی مدل ساختاری هایپرالاستیک-ویسکوپلاستیک برای شبیه‌سازی رفتار مکانیکی پلیمرهای الاستومر گرمانرم با ساختار دو فازی

احسان احمدی، محمدرضا فروزان^{ID}، پیمان مصدق^{ID*}، منیژه آقایی

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

چکیده - کاربرد گسترده‌ی الاستومرهای گرمانرم پلی یورتان (TPU) به‌ویژه در صنایع خودروسازی و پزشکی، نیاز به توسعه‌ی مدل‌های عددی دقیق جهت پیش‌بینی پاسخ این مواد دوفازی در مواجهه با بارگذاری‌های مختلف را به‌عنوان یک ضرورت مطرح کرده است. هدف از این مطالعه، شناسایی رفتار تغییر شکل الاستومرهای گرمانرم پلی یورتان ها از طریق انجام آزمایش‌های تجربی و تطبیق یک مدل ماده مناسب با آن و سپس پیاده‌سازی مدل ساختاری در نرم‌افزار اجزای محدود آباکوس به‌روش حل گر صریح از طریق زیرروال VUMAT است. چهارچوب مادی پدیده شناختی شامل یک مؤلفه تعادلی برای توصیف پاسخ غیراتلافی هایپرالاستیک فاز نرم آمورف و یک مؤلفه الاستیک-ویسکوپلاستیک برای تغییرات در فاز سخت بلورین TPU است. در این چهارچوب، فاز نرم به‌صورت یک عنصر فنی هایپرالاستیک مدل هشت زنجیره‌ای آرودا-بویس و فاز سخت به‌صورت ترکیبی از یک فنر الاستیک خطی، میراگر ویسکوپلاستیک غیرخطی مدل ری-ایرینگ اصلاح شده و یک عنصر اصطکاکی مدل‌سازی شده است. صحت پیاده‌سازی مدل با استفاده از آزمون‌های فشار تک‌محوره به‌صورت یکنواخت و چرخه‌ای در نرخ کرنش‌های مختلف در شرایط هم‌دما مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان دادند که با افزایش درصد فاز سخت، TPU رفتارهای پلاستیکی قوی‌تر، با اتلاف انرژی بیشتر و بازیابی شکل کمتر نشان می‌دهد و با اعمال کرنش فشاری ۱/۰ پس از هر چرخه بارگذاری-باربرداری، کرنش پسماندی نشان می‌دهند که حتی تا چند هفته پس از پایان آزمایش هم به‌طور کامل بازیابی نمی‌شود. تطابق بین مدل و داده‌های آزمایشگاهی برای TPU‌های نماینده، نه‌تنها بینش فیزیکی از مکانیزم‌های تغییر شکل مواد TPU ارائه داد بلکه قابلیت‌های شبیه‌سازی پدیده‌های اصلی از جمله رفتارهای الاستیک و ویسکوپلاستیک وابسته به زمان و رژیم نرم‌شوندگی را که وابسته به درصد فاز سخت TPU هستند، به‌خوبی توصیف کرد.

واژه‌های کلیدی: الاستومر گرمانرم پلی‌یورتان، رفتار تغییر شکل هایپرالاستیک-ویسکوپلاستیک، مدل آرودا-بویس، جریان ویسکوپلاستیک

ری‌ایرینگ اصلاح شده، آزمون فشار و کشش تک‌محوره، آزمون رهایش از تنش، اجزای محدود، VUMAT

* نویسنده مسئول، رایانامه: Mosadegh@iut.ac.ir

حق انتشار این مستند، متعلق به دانشگاه صنعتی اصفهان است. © ۱۴۰۳



این مقاله تحت گواهی زیر منتشر شده و هر نوع استفاده غیرتجاری از آن مشروط بر استناد حیح به مقاله و با رعایت شرایط مندرج در آدرس زیر مجاز است:

فهرست علائم

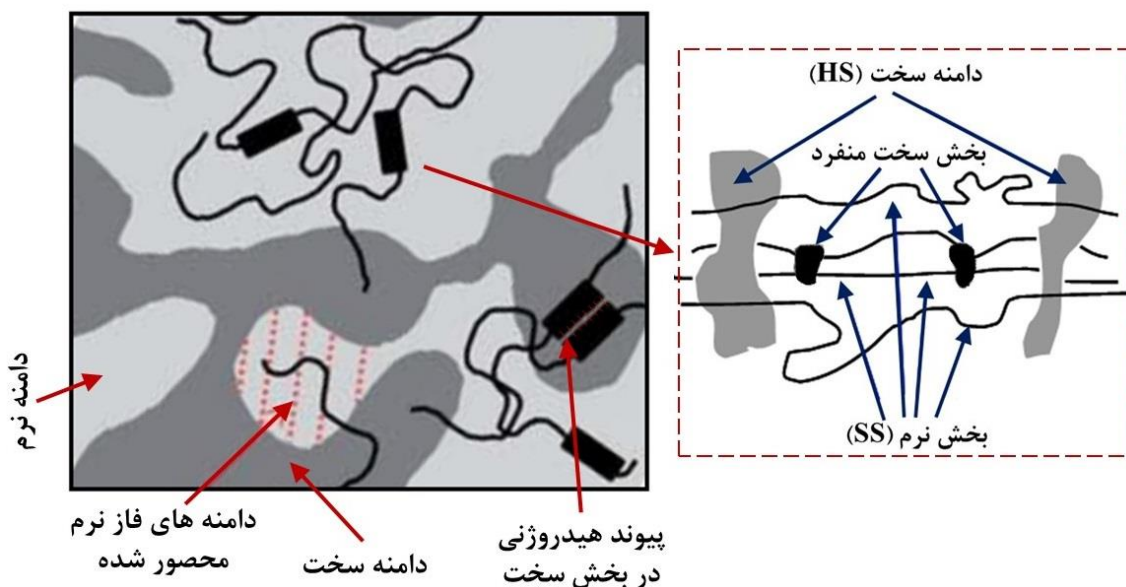
A	ثابت ماده	X و x	بردارهای مکان در هیأت مرجع و فعلی
B	تانسور کوشی - گرین چپ	علائم یونانی	
$\bar{B}'$	بخش انحرافی تانسور کوشی - گرین ایزوکوریک چپ	$\dot{\gamma}$	نرخ کرنش برشی
D	بخش‌های متقارن تانسور گرادیان سرعت	$\dot{\gamma}_0$	نرخ کرنش برشی مرجع
E	کرنش لگاریتمی	ε	کرنش
F	تانسور گرادیان تغییر شکل	σ	تانسور تنش
$\dot{F}$	مشتق زمانی تانسور گرادیان تغییر شکل	$\mathcal{L}$	تانسور الاستیسیته مرتبه چهارم
$\bar{F}$	ماتریس گرادیان تغییر شکل ایزوکوریک	τ	تانسور تنش کیرشهف
ΔG	انرژی آزاد فعال‌سازی مرجع	$\bar{\tau}$	تنش برشی معادل
h	شیب نرم‌شدگی	Λ	مدول حجمی
I	ماتریس همانی (تانسور واحد)	μ	مدول برشی
J	ماتریس ژاکوبین (دترمینان ماتریس گرادیان تغییر شکل)	ν	ضریب پواسون
K	تنش کیرشهف	ν	کسر حجمی مؤثر
k_B	ثابت بولتزمن	δ	دلتای کروئکر
L	تانسور گرادیان سرعت	θ	دمای مطلق
N	جهت جریان پلاستیک	μ_s	مدول الاستیک (یا مدول لاستیکی)
n	چگالی مؤثر زنجیره	λ_c	میانگین کشیدگی زنجیره
$P_2^2(\cdot)$	تابع تقریب مرتبه دو پد	$\dot{\lambda}_c$	مشتق زمانی میانگین کشیدگی زنجیره
R	ماتریس دوران	λ_{lock}	حد کشیدگی زنجیره
$\bar{S}_H$	استحکام برشی مستقل از دمای ماده	$\dot{\lambda}_{lock}$	مشتق زمانی حد کشیدگی زنجیره
S_H	استحکام برشی	$\lambda_{0,Lock}$	ثابت ماده
$\dot{S}_H$	مشتق زمانی استحکام برشی	$\lambda_{ss,Lock}$	ثابت ماده
$S_{ss,H}$	مقاومت برشی در حالت پایدار	$\mathcal{L}^{-1}(x)$	تابع لانگوین معکوس
$S_{0,H}$	مقاومت برشی اولیه	بالانویس	
T	تانسور تنش کوشی	e	بخش الاستیک
$\bar{T}$	تانسور تنش انتقال‌یافته (تنش محرک)	p	بخش پلاستیک
$\bar{T}'$	بخش انحرافی تانسور تنش انتقال‌یافته	trial	آزمایشی
T_m	دمای ذوب	زیرنویس	
T_g	دمای انتقال شیشه‌ای	H	مربوط به فاز سخت

Δt	گام زمانی	i, j, k, l	اندیس های آزاد
V و U	تانسور کشیدگی راست و چپ	n	شروع گام زمانی
$V(x)$	میدان سرعت مکانی	$n+1$	انتهای گام زمانی
W	بخش های نامتقارن تانسور گرادیان سرعت	S	مربوط به فاز نرم

۱. مقدمه

الاستومرهای گرمانرم^۱ مواد چندمنظوره ای هستند که به عنوان پلی میان لاستیک ها و پلاستیک ها توصیف شده اند [۱]. در این میان الاستومرهای گرمانرم پلی یورتانی^۲ دسته ی برجسته ای از مواد الاستومر گرمانرم هستند که در حدود سال ۱۹۶۰ به بازار عرضه شدند [۲]. TPU کوپلیمر خطی بلوک بندی شده ای است که از زنجیره های بلند و انعطاف پذیر پلی اتر یا پلی استر، به عنوان بخش نرم^۳ و زنجیره های کوتاه حاوی ایزوسیانات^۴ متصل به یک گسترش دهنده^۵ به عنوان بخش سخت^۶، تشکیل شده اند. به دلیل ناسازگاری ترمودینامیکی بین بخش های سخت (HS) و نرم (SS) ، این بخش ها در دمای کمتر از دمای ذوب بخش های سخت، تمایل به جدایش و تشکیل یک سیستم دو فازی دارند. در این میان پیوندهای هیدروژنی بین واحدهای یورتان، موجب تجمع فاز سخت به صورت خوشه های کوچک با ابعاد نانومتری می شود [۳]. این خوشه ها که در دامنه ی فاز نرم پراکنده شده اند، نقش پیوندهای عرضی فیزیکی بین زنجیره های پلیمری را ایفا می کنند و نه تنها ساختار TPU را تقویت کرده، بلکه همانند پرکننده های سخت حجم قابل توجهی از ماده را اشغال می کنند [۴]. برخلاف الاستومرهای رایج که خاصیت کشسانی خود را از شبکه های آمورف دارای پیوندهای عرضی^۷ شیمیایی دائمی کسب می کنند، در TPU ها پیوندهای فیزیکی که نقش کلیدی در ایجاد ساختار ماده دارند، در اثر گرمایش یا حل شدن در حلال شکسته شده و باعث جاری شدن و بازفرآوری^۸ می شود [۵]. در شکل ۱ تصویر مفهومی از ریزساختار TPU با مورفولوژی دوفازی شامل دامنه های بخش سخت بلورین، پراکنده شده بین زمینه ی نواحی دامنه فاز نرم آمورف، نشان داده شده است. این آرایش به مواد TPU

اجازه می دهد تا ترکیبی از الاستیسیته و پلاستیسیته را از خود نشان دهند [۶]. دامنه های سخت که دارای کسر حجمی مؤثر v_H است، دارای دمای ذوب نهایی (T_m) در محدوده ۱۶۰ تا ۱۹۰ درجه سانتی گراد هستند و این ویژگی ها موجب ایجاد سفتی، سختی و مقاومت بالای TPU ها می شود. بخش های نرم که دارای کسر حجمی مؤثر v_S است، دمای T_g در محدوده ۷۰- تا ۳۰- درجه سانتی گراد دارند که وظیفه ی کنترل رفتارهای دمای پایین TPU ها مانند انعطاف پذیری و خواص الاستومری را بر عهده دارند. خواص فیزیکی به همراه تحولات حرارتی TPU های مورد مطالعه در مقاله حاضر، در مطالعه ی دیگری توسط احمدی و همکاران [۷] مورد بررسی قرار گرفته است. فرآیندپذیری و قابلیت بازفرآوری آسان به دلیل وجود پیوندهای عرضی فیزیکی در TPU ها، آن را به رقیبی جدی برای جایگزینی با الاستومرها در بسیاری از کاربردهای صنعتی از جمله در خودروسازی تبدیل کرده است. علاوه بر این، این مواد خواص فیزیکی و مکانیکی مطلوب، مقاومت شیمیایی عالی و مقاومت سایشی بسیار بالایی دارند و معمولاً با خون و اغلب بافت های بدن نیز سازگار هستند [۳]. به طوری که به سرعت در زمینه های مهندسی و پزشکی مانند پوشش های چسبنده، فیلم های محافظ در برابر ضربه و حرارت، فیلم های مانع در برابر نفوذ آب و هوا، فیلم حرارتی برای لمینت کردن پارچه به فوم، فلز یا سایر بسترهای پلاستیکی، کابل های پزشکی، کامپوزیت های خود ترمیم شونده و مواد زیست-تخریب پذیر و زیست سازگار مورد استفاده قرار گرفته اند [۳، ۸]. در دهه ی گذشته، رفتارهای مکانیکی طیف گسترده ای از پلی یورتان ها و مشتقات آن به طور گسترده توسط محققان مختلفی مورد بررسی قرار گرفته است [۹-۱۳]. در این میان،



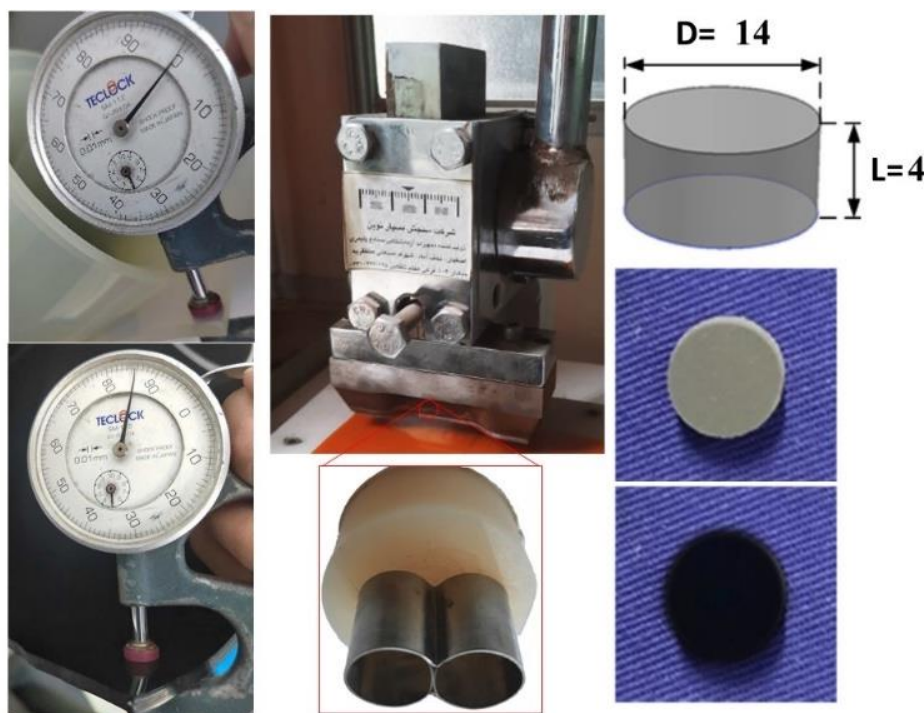
شکل ۱. تصویر مفهومی ریزساختار TPU

ارزیابی شد. این آزمایش‌ها بر روی نمونه‌ها تحت نرخ کرنش‌های مختلف (۰/۰۰۱ الی ۰/۳۳ بر ثانیه) در مطالعات بعدی و نتایج تجربی گزارش شده‌ی اخیر توسط موهوتی و همکاران [۲۸] نیز انجام شده است. شیم و موهر [۲۹]، یک مدل رفتاری با ساختار مکانیکی شامل دو عنصر ماکسول توسعه‌یافته، برای توصیف رفتار پلی‌اوره ارائه کردند که در آن رفتار لاستیکی نرم با عنصری فنر جنت و پاسخ وابسته به زمان ماده با معادلات ویسکوز غیرخطی مدل‌سازی شدند. نیکوکالام و همکاران [۳۰]، به‌طور جامع رفتار مکانیکی پلی‌پورتان گرماسخت آمورف را بررسی کرده و یک مدل ماده‌ی نرم‌شونده‌ی ویسکوالاستیک-ویسکوپلاستیک تک‌محوره برای شبیه‌سازی پاسخ مشاهده شده توسعه دادند. بای و همکاران [۳۱]، با معرفی یک مدل رفتاری ترکیبی هایپر-ویسکوالاستیک با جداسازی رفتارهای وابسته به نرخ کرنش (ویسکوالاستیک) و مستقل از نرخ کرنش (هایپرالاستیک) برای پلی‌اوره پیشنهاد دادند. کی و بویس [۶]، مطالعه‌ی نظام‌مند روی رفتار تنش-کرنش در کرنش‌های بزرگ بر روی یک نوع TPU با درجه‌ی سختی ۹۲ شور A (مقیاس دورومتر) در نرخ کرنش‌های پایین انجام دادند و وابستگی زمانی و نرم‌شوندگی ناشی از کرنش را گزارش کردند. چو و همکاران [۱۸]، به بررسی رفتار مکانیکی

توجه مطالعات اخیر [۱۴-۱۷] بیشتر به ارزیابی تجربی رفتار تغییر شکل TPU معطوف بوده که این امر ناشی از کاربردهای متنوع این مواد است. در دهه‌های اخیر، با پیشرفت‌های چشم‌گیر در توان محاسباتی و استفاده از روش‌های عددی، مدل‌های ساختاری متعددی به‌منظور توصیف رفتار تغییر شکل‌های بزرگ در مواد پلیمری در متون علمی پیشنهاد شده‌اند که به‌طور خاص شامل مدل‌های ساده‌شده‌ی مکانیکی بوده که برای انواع گوناگون مواد پلیمری، از جمله پلیمرهای آمورف شیشه‌ای^۹، پلیمرهای بلورین، الاستومرهای گرماسخت و الاستومرهای گرمانرم در شرایط تغییر شکل‌های بزرگ به‌کار گرفته شده‌اند [۱۸-۲۶]. در همین راستا عده‌ای از محققان تلاش کرده‌اند تا بر اساس مشاهدات تجربی و با توسعه مدل‌های عددی، به شبیه‌سازی رفتار الاستومرهای گرماسخت و الاستومرهای گرمانرم پلی‌پورتان با ساختار دوفازی بپردازند. به‌عنوان مثال سومارائنا و همکاران [۲۷]، چندین مدل ساختاری هایپر-ویسکوالاستیک برای نمونه‌های الاستومر گرماسخت پلی‌اوره تحت نرخ کرنش‌های مختلف، با اصلاح مدل‌های هایپر-الاستیک موجود و ترکیب آن‌ها با مدل‌های ویسکوپلاستیک موجود توسعه دادند. دقت این مدل‌ها در پیش‌بینی رفتار غیر خطی وابسته به نرخ با استفاده از نتایج تجربی

در کرنش‌های بزرگ، همراه با اتلاف انرژی و بازیابی شکل^{۱۰} بالا بر روی کوپلیم‌های بخش‌بندی شده، از جمله پلی‌یورتان‌ها و پلی‌یوریاها، پرداختند. یکی از دستاوردهای مهم این پژوهش، توسعه‌ی یک مدل رفتاری سببعدی مبتنی بر ریزساختار بوده که قادر است رفتار وابسته‌ی به نرخ ماده را در گستره‌ی وسیعی از نرخ‌های کرنش (از 10^{-3} تا 10^3 بر ثانیه) با دقت بالایی شبیه‌سازی کند. چو و همکاران در مطالعه‌ی دیگر [۳۲] با انجام مطالعه‌ی تجربی و عددی، رفتار تغییر شکل نمونه‌های مختلف TPU پایه‌ی پلی اتری را با نسبت‌های متفاوت فاز سخت و نرم، به‌کمک ترکیب سیستماتیک آزمایش‌ها و مدل‌سازی عددی بررسی کردند. آن‌ها نشان دادند که تغییر شکل TPU تحت تأثیر ترکیبی از رفتارهای الاستیک، ویسکوز و پلاستیک قرار دارد، و این رفتارها را می‌توان با یک مدل هایپرالاستیک-ویسکوپلاستیک سببعدی، به‌صورت عددی مدل‌سازی کرد. ایدریسا و همکاران [۳۳]، یک مدل رفتاری ترکیبی با لحاظ کردن ریزساختار و همچنین تحول آن (تبدیل فاز سخت به نرم در اثر تغییر شکل) برای TPU پیشنهاد دادند. وانگ و همکاران [۳۴]، بر اساس یک مدل ساده‌شده‌ی هایپراالاستیک و با تحلیل اجزای محدود، رفتار مکانیکی TPU در حالت کشش تک‌محوره را بررسی کردند. در مطالعه‌ی انجام شده توسط بارتولوم و همکاران [۳۵]، رفتار مکانیکی TPU‌ها با تمرکز بر جداسازی اثرات هایپراالاستیک و ویسکوالاستیک مورد بررسی قرار گرفت. آن‌ها با انجام آزمایش‌های کشش یکنواخت و برش خالص و تحلیل داده‌های بارگذاری-باربرداری رهایش از تنش^{۱۲}، یک مدل ویسکو-هایپراالاستیک وابسته به کرنش در نرم‌افزار آباکوس پیاده‌سازی کردند. ریز و همکاران [۳۶]، با استفاده از یک چارچوب^{۱۱} موازی رئولوژیکی، قابلیت مدل‌های رفتاری عملی و موجود برای شبیه‌سازی هم‌زمان رفتار TPU تحت بارگذاری‌های پیچیده‌ی کششی و فشاری را بررسی کردند. اگر چه مطالعات پیشین پیشرفت‌های قابل توجهی در زمینه توسعه مدل‌های عددی برای شناخت رفتار ویسکوالاستیک الاستومرهای گرماسخت دوفازی و TPU‌ها

داشته‌اند، اما کمتر پژوهشی بر مبنای مدل پدیده‌شناختی، به شناخت رفتار تغییر شکل ماندگار توأم با رفتار ویسکوز با تغییر شکل زیاد از طریق پیاده‌سازی عددی رفتار مکانیکی الاستومرهای گرمانرم پلی یورتان پایه پلی استری با درجه‌ی سختی مختلف که کاربرد بیشتری در صنعت و مخصوصاً تولید ورق‌های پلیمری مدول بالا دارد، پرداخته‌است. در مطالعه‌ی حاضر سعی شده است با ارتقای مدل‌های مکانیکی موجود ارائه شده برای الاستومرهای گرمانرم پایه پلی استر، یک مدل ساختاری بر پایه‌ی ریزساختار دوفازی TPU ارائه شود که قادر به توصیف دقیق رفتار الاستیک-ویسکوپلاستیک این ماده در تغییر شکل‌های بزرگ باشد. مدل ارائه شده در مقاله حاضر با بهره‌گیری از یک قانون تکاملی، آسیب ناشی از رفتار نرم شوندگی ماده در هر دو فاز را نیز شبیه‌سازی می‌کند و از طریق شناسایی پارامترهای ماده با استفاده از مجموعه‌ای از آزمون‌های تجربی، جزئیات پیاده‌سازی عددی آن‌را نیز مورد بررسی قرار می‌دهد. ساختار مدل پیشنهادی که برای تمام ترکیبات TPU مورد مطالعه در این مقاله یکسان و تنها با پارامترهای مادی متفاوت تعریف شده، بر پایه‌ی مدل کی-بویس [۶] توسعه‌یافته و بر مشارکت مؤثر هر دو فاز بنا شده‌است. به-گونه‌ای که فاز نرم با استفاده از مدل هایپراالاستیک هشت زنجیره-ای آرودا-بویس^{۱۳} و فاز سخت به‌صورت ترکیبی از یک فنر الاستیک خطی، میراگر ویسکوپلاستیک غیرخطی مدل ری-ایرینگ اصلاح شده^{۱۴} و یک عنصر اصطکاکی مدل‌سازی شده است. این مدل در نرم‌افزار تجاری اجزای محدود آباکوس^{۱۵} به-روش حل گر صریح^{۱۶} از طریق زیرروال VUMAT پیاده‌سازی شده‌است و توانایی پیش‌بینی ویژگی‌های کلیدی رفتار غیرخطی TPU از جمله وابستگی به نرخ کرنش، نرم‌شوندگی تش در بارگذاری‌های چرخه‌ای، تغییر شکل ماندگار یا دائمی، بازیابی شکل، پدیده هیستریزیس و اتلاف انرژی در شرایط بارگذاری یکنواخت و چرخه‌ای را داراست.



شکل ۲. نمونه‌های استوانه‌ای برش خورده TPU از طریق قالب برش

۲. منحنی تنش-کرنش الاستومر گرمانرم پلی یورتان

۱.۲ توصیف مواد و روش‌های آزمایش

TPU با ساختار دو فازی، که در مطالعه‌ی حاضر مورد بررسی قرار گرفته است، کوپلمری است که در آن‌ها فاز سخت (HS) به‌طور مجزا از یکدیگر جدا شده و نواحی مجزایی در زمینه‌ی نرم (SS) تشکیل می‌دهند که از پلی‌ال‌های پلی‌استری ساخته شده‌اند. نمونه‌های TPU با درجه‌ی سختی ۸۵ و ۹۰ (دورومتر) که به‌ترتیب با TPUSHA85 و TPUSHA90 مشخص شده‌اند، به‌صورت ورق‌های اکستروژن شده با ضخامت حدود ۴ میلی‌متر و به ابعاد ۳۰۰×۲۰۰ میلی‌متر از شرکت Dongguan Technology تأمین شدند [۳۷]. سپس مطابق **Error! Reference source not found.**، نمونه‌های استوانه‌ای شکل با قطر تقریبی ۱۴ میلی‌متر با استفاده از قالب برش از ورق‌های اولیه برش داده شدند. برخی مشخصات حرارتی و مکانیکی ورق‌های خریداری شده در جدول ۱ آورده شده است. شایان

گام نخست در این راستا که در بخش دوم توضیح داده شده، دستیابی به درک بهتر از رفتار منحنی تنش-کرنش ماده از طریق بررسی آزمایشگاهی رفتار مکانیکی نمونه‌های TPU با مقدار محتوای فاز سخت متفاوت، طی بارگذاری-باربرداری تحت شرایط فشاری تک‌محوره، در نرخ کرنش‌های مختلف در شرایط هم‌دما است. در بخش سوم با ارائه مدل ساختاری، روابط سینماتیک آن و نحوه‌ی پیاده‌سازی عددی مدل در نرم افزار از طریق زیر روال VUMAT توصیف شده و در بخش چهارم توانایی مدل ساختاری در مدل‌سازی و پیش‌بینی رفتار تنش-کرنش TPU مورد ارزیابی قرار گرفته است. در بخش نتایج، ارتباط بین ویژگی‌های مختلف در مدل‌های ساختاری، ساختار پایه ترکیب و رفتار تغییر شکل مورد بحث قرار گرفته و با صحت‌سنجی مدل پیاده‌سازی با استفاده از آزمون‌های فشار تک محوره یکنواخت و چرخه‌ای در نرخ‌های کرنش‌های مختلف در شرایط هم‌دما، پیش‌بینی‌های رفتاری مدل با داده‌های تجربی برای سایر بارگذاری‌ها مقایسه و اعتبار سنجی شده است.

ذکر است که سختی و مدول الاستیسیته TPU معمولاً با افزایش میزان فاز سخت، افزایش

جدول ۱. برخی مشخصات مکانیکی و حرارتی مواد TPU خریداری شده از شرکت Dongguan Technology

properties	Test Method	Units	TPU ShA85	TPU ShA90
	Characteristic		Polyester	Polyester
Gauge Thickness	Micrometer Techlock-SM-114	mm	4 ± 0.2	4 ± 0.2
Hardness	ASTM-D2240	Shore A	۸۵	۹۰
Density	ASTM-D792	g/cm ³	۱/۱۹	۱/۱۹
Tensile Strength	ASTM 412	MPa	۲۴/۶	۴۳/۴
Elongation at break	ASTM 412	%	۷۵۰	۷۵۰
Tear Strength	ASTM-D624	kgf/cm	۱۱۶/۵	۱۶۲/۵
Tg	DSC	(°C)	-۴۵/۶	-۳۸/۸
Tg	DMTA (1HZ)	(°C)	-۴۵	-۳۸/۵



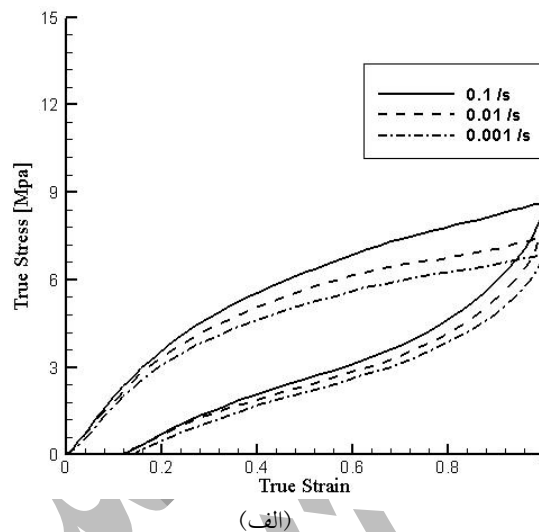
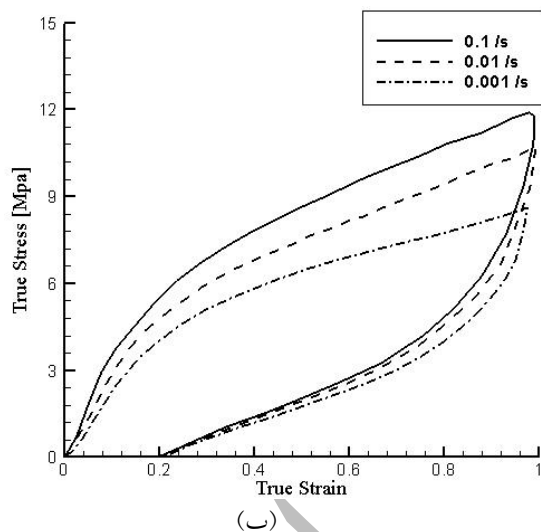
شکل ۳. دستگاه آزمایش فشار تک محوره و تصویر نمونه‌های قرار داده شده بین دو فک

شکل این مواد را فراهم می‌کند. برای ایجاد یک حالت تغییر شکل یکنواخت و همگن، طی آزمون فشار تک محوره، نسبت ارتفاع به قطر نمونه بسیار کمتر از یک (۰/۲۸۶) در نظر گرفته شد [۲۶]. این نسبت به خوبی از وقوع کمانش موضعی در حین

می‌یابند [۳۸]. با توجه به اینکه دو نمونه‌ی TPU استفاده شده در این مقاله دارای سختی متفاوتی هستند و از آنجا که سختی بالاتر، به طور کیفی، نشان دهنده‌ی محتوای بیشتر فاز سخت است، امکان بررسی تأثیر مقدار محتوای فاز سخت بر تغییر

برشی و اصطکاکی اجتناب شود. مطابق شکل ۳، نمونه ها بین صفحات فولادی که به خوبی روغن کاری شده بودند، در دستگاه

آزمون فشار جلوگیری می کند، اما باید دقت کرد که روان کاری مناسبی بین فک دستگاه و نمونه برقرار شود تا از ایجاد اثرات



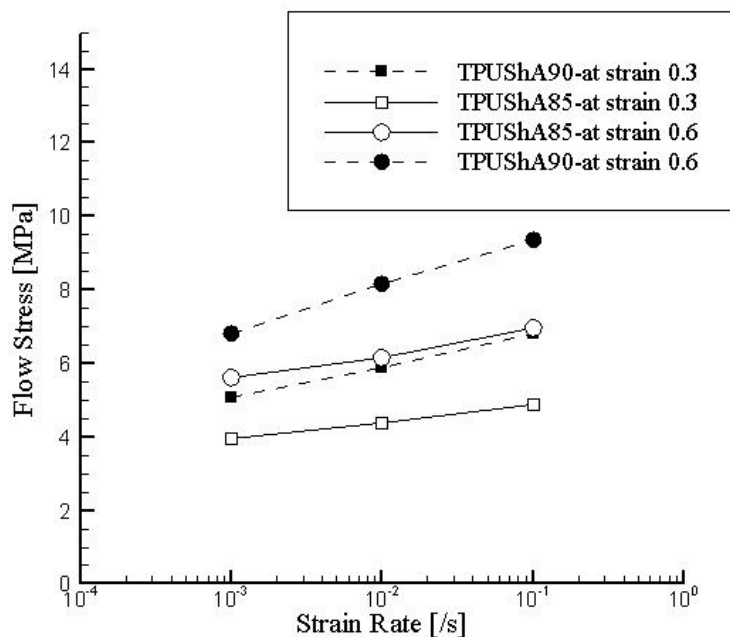
شکل ۴. منحنی تنش-کرنش حاصل از آزمون فشار تک محوره طی بارگذاری باربرداری در نرخ کرنش های مختلف برای نمونه های الاستومر گرمانرم پلی یورتان، الف) TPUSHA85 و ب) TPUSHA90

ویسکوپلاستیک را بروز دادند که شامل پدیده های هیستریزس همراه با کرنش پسماند در هنگام باربرداری بود. ایندکوری [۳۹]، بلوری شدن ناشی از کرنش را یکی از عوامل ایجاد هیستریزس در مواد الاستومری برشمرده است. با اندازه گیری ارتفاع نمونه ها پس از باربرداری، بازیابی شکل غیرالاستیک با گذشت زمان، به دلیل خاصیت ویسکوز، نیز رخ داد. این بازیابی شکل غیرالاستیک برای نمونه ی TPUSHA90 که دارای درصد بیشتر فاز سخت است، بیشتر بود. از برجسته ترین ویژگی های الاستیک و ویسکوپلاستیک که مشاهده شد، می توان به سختی اولیه، بروز رفتار شبه تسلیم، سخت شوندگی پس از تسلیم و اتلاف انرژی پلاستیک اشاره کرد، که به میزان قابل توجهی به نسبت فازهای سخت و نرم نمونه ها وابسته اند. نمونه های TPU پس از هر چرخه بارگذاری- باربرداری مقدار معینی تغییر شکل دائمی یا کرنش پسماند نشان دادند. مواد TPUSHA85 و TPUSHA90 پس از اعمال کرنش فشاری ۱/۰ به ترتیب کرنش پسماندی برابر ۰/۱۶ و ۰/۲ نشان می دهند که حتی تا چند هفته پس از پایان آزمایش هم به طور کامل بازیابی نشدند. رفتار غیرخطی در باربرداری TPU ها

آزمایش Hounsfield مدل H25KS، مجهز به لودسل با ظرفیت ۲۵ کیلونیوتن، در دمای محیط (۲۳ درجه سانتی گراد) فشرده شدند و داده های نیرو- جابجایی تحت چرخه های بارگذاری و باربرداری و شرایط تغییر شکل مورد نظر با سه مرتبه تکرار، جمع آوری شدند و سپس منحنی تنش حقیقی در برابر کرنش حقیقی برای هر آزمایش ثبت شد. در این آزمایش ها از پروتکل های آزمایشگاهی پیروی شده که به طور گسترده برای شبیه سازی رفتارهای تغییر شکل بزرگ مواد پلیمری در کرنش ها و نرخ های کرنش مختلف در منابع متعدد استفاده شده اند [۳۲]. برای دستیابی به درک بیشتر رفتار مکانیکی و وابسته به زمان مواد الاستومر گرمانرم پلی یورتان، آزمایش های متعددی انجام شد. ابتدا رفتار نمونه های TPU به عنوان تابعی از نرخ کرنش تا حداکثر کرنش فشاری ۱/۰ بررسی شد. شکل ۴، منحنی های تنش-کرنش نمونه های TPUSHA85 و TPUSHA90 را تحت فشار تک محوره و در شرایط دمای محیط و در نرخ کرنش های مختلف نشان می دهد. تمامی نمونه ها در اثر کرنش فشاری از خود رفتارهای وابسته به نرخ کرنش و غیرخطی الاستیک-

نشان داد که با افزایش میزان فاز سخت، تغییر شکل دائمی و همچنین اتلاف انرژی افزایش می‌یابد، که توسط کی-بویس [۶]

در مقاله‌ی دیگری توسط احمدی و همکاران به‌طور کامل مورد ارزیابی قرار گرفته‌است [۷]. ارزیابی مشخصه‌های تنش-کرنش



شکل ۵. وابستگی به نرخ کرنش در TPU ها در کرنش‌های حقیقی ۰/۳ و ۰/۶

وابستگی بیشتری به نرخ کرنش نشان داده، که این امر را می‌توان ناشی از سهم بیشتر مقاومت وابسته به زمان در ماده‌ای با درصد فاز سخت بیشتر، در نظر گرفت [۳۲].

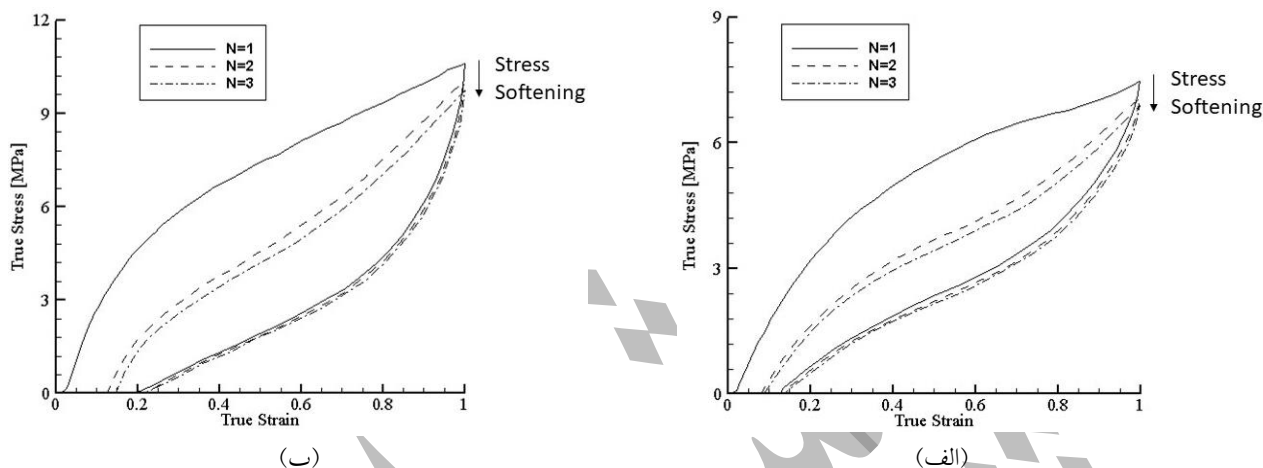
۲.۲ نرم شوندگی تنش در TPU

با توجه به شکل ۶ که رفتارهای تنش-کرنش دو نمونه TPUSHA85 و TPUSHA90 را تحت شرایط تغییر شکل چرخه-ای (بارگذاری-باربرداری) تا کرنش‌های حقیقی ۱/۰ و در نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه نشان می‌دهد، چندین ویژگی قابل مشاهده است. نخست، در تمامی نمونه‌های TPU، منحنی‌های تنش-کرنش در چرخه‌های بعدی (چرخه‌های دوم، سوم) به‌طور قابل توجهی نرم‌تر شدند. پدیده‌ی نرم‌شوندگی تنش که در منحنی‌های تنش-کرنش ماده و پس از اولین بارگذاری در طی چرخه‌های بارگذاری مشاهده می‌شود، به‌طور گسترده‌ای در مواد الاستومری [۴۰] و الاستومرهای گرمانرم [۳۲] گزارش شده‌است. پدیده‌ی نرم‌شوندگی تنش^{۱۹} که به اثر مولینز^{۲۰} معروف است [۴۱]، به‌عنوان

نیز بدان اشاره شده‌است. رفتار تسلیم‌گونه‌ی غلتیده به پهلوی^{۱۷} که در هر دو نمونه حاکم است، با تغییر شیب منحنی قبل و بعد از ناحیه تسلیم قابل مشاهده است. مطابق شکل ۴، TPU سخت‌تر، رفتار تسلیم‌گونه یا نرم‌شدگی کرنشی^{۱۸} بارزتری از خود نشان می‌دهد. همان‌طور که در منحنی تنش-کرنش نمونه‌ی TPUSHA85 مشاهده می‌شود، در مقادیر کم‌تر فاز سخت، رفتار مکانیکی بیشتر ماهیت لاستیکی پیدا کرده، به‌طوری‌که میزان هیستریزس کاهش یافته و بازیابی شکل پس از باربرداری به‌میزان قابل توجهی افزایش می‌یابد.

مقادیر تنش جریان در کرنش‌های ۰/۳ و ۰/۶ که در شکل ۵ برای نمونه‌های TPUSHA85 و TPUSHA90 در نرخ‌های کرنش ۰/۰۰۱، ۰/۰۱ و ۰/۱ بر ثانیه نمایش داده شده، میزان حساسیت تنش جریان نسبت به نرخ کرنش را نشان می‌دهد. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش کرنش، میزان حساسیت به نرخ کرنش از TPUSHA85 به TPUSHA90 بیشتر شده‌است. این بدان معنی است که با افزایش میزان بخش سخت، رفتار تنش-کرنش

یک آسیب دائمی و ناپایدار، پیامد حاصل از تکامل ریزساختار به دلیل بازآرایی^{۲۱} و تغییر^{۲۲} تدریجی و تقریباً غیرقابل بازگشت شبکه‌های مولکولی در طول تغییر شکل در نظر گرفته شده است



شکل ۶. رفتار منحنی تنش کرنش TPUها در چرخه‌های متعدد بارگذاری-باربرداری و بروز پدیده‌ی نرم‌شوندگی تنش برای (الف) TPUSHA85 و (ب) TPUSHA90

الاستیسیته غیرخطی در کرنش‌های بزرگ، وابستگی به نرخ کرنش، نرم‌شوندگی تنش (اثر مولینز)، تغییر شکل دائمی و هیستریزیس است. برای توصیف دقیق این رفتار، مدل ساختاری پیشنهادی بر مبنای ترکیب دو مؤلفه مستقل بنا شده است: ۱- مؤلفه تعادلی: این بخش رفتار مستقل از زمان ماده را توصیف کرده و نمایانگر پاسخ غیر اتلافی و الاستیک TPU در شرایطی است که ماده زمان کافی برای تطبیق ساختار داخلی خود داشته باشد. تغییر آرایش زنجیره‌های مولکولی در فاز نرم‌آمورف عامل اصلی این پاسخ است. هنگام اعمال نیرو، زنجیره‌های مولکولی از حالت درهم‌تنیدگی خارج شده و در راستای نیروی اعمالی مرتب‌تر می‌شوند. این فرآیند منجر به تغییرات آنتروپی و تولید نیروی بازگرداننده می‌شود که پایه رفتار الاستیک ماده را تشکیل می‌دهد. این مؤلفه به عنوان ستون فقرات رفتار مکانیکی TPU در نظر گرفته می‌شود. ۲- مؤلفه الاستیک-ویسکوپلاستیک: این بخش، انحراف وابسته به زمان از مسیر تعادلی را توصیف می‌کند و ناشی از تغییرات در فاز سخت کریستالی TPU است. فاز سخت به عنوان عامل تقویت‌کننده عمل کرده و تحت تأثیر لغزش

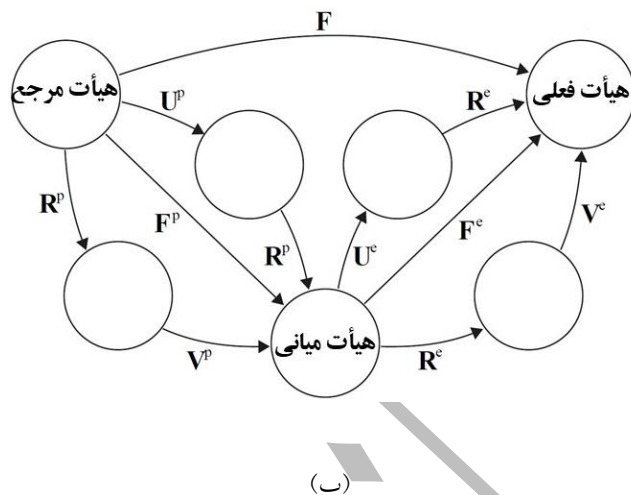
[۴۲]. در مورد پلی‌یورتان‌ها و دیگر مشتقات شیمیایی آن، عامل اصلی نرم‌شوندگی تنش ناشی از تغییر شکل، به گسست ریز ساختار و در پی آن بازآرایی برگشت‌ناپذیر شبکه زنجیره‌های درشت مولکولی به خصوص در بخش‌های فاز سخت و پیوندهای بین ماتریس و زنجیره‌ها نسبت داده شده است [۴۳-۴۷]. با اندازه‌گیری مقدار چگالی اتلاف انرژی^{۲۳} که از انتگرال‌گیری از حلقه هیستریزیس بدست می‌آید، چگالی اتلاف انرژی از چرخه دوم به بعد نسبت به چرخه‌های اول کاهش چشم‌گیری داشته است. اگر چه مقدار نرم‌شوندگی تنش از چرخه‌ی اول به بعد زیاد نیست، اما یک منبع اصلی دیگر برای اتلاف انرژی در چرخه‌های بعدی محسوب می‌شود که به همراه جریان ویسکوپلاستیک، به اتلاف انرژی قابل توجه در مواد TPU کمک می‌کند [۳۲].

۳. معادلات ساختاری حاکم

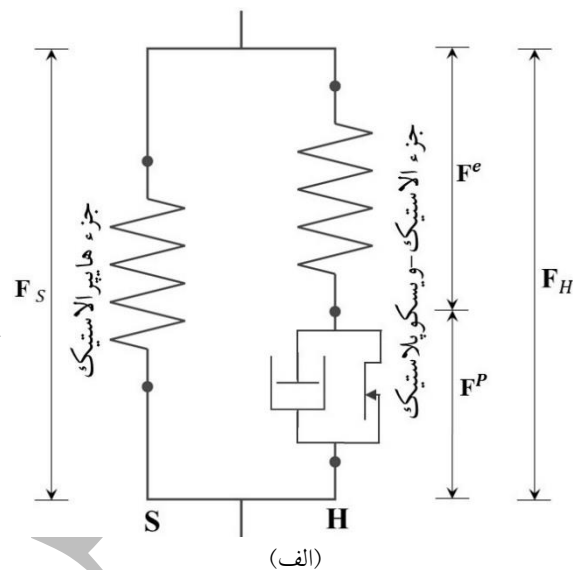
۳.۱. توصیف مدل مادی (مدل‌سازی و پیش‌بینی رفتار ماده)

TPU به دلیل ساختار دو فازی خود، رفتاری پیچیده و وابسته به تاریخچه‌ی تغییر شکل دارد. ویژگی‌های کلیدی این ماده شامل

انرژی برگشت‌ناپذیر، در یک عنصر ویسکوپلاستیک تجمع شده و به فاز سخت نسبت داده می‌شود. درحالی‌که فاز نرم تنها به‌عنوان یک بخش الاستیک برگشت‌پذیر در نظر گرفته می‌شود.



پلاستیک، شکست پیوندهای هیدروژنی و اصطکاک داخلی، انرژی ذخیره شده را به‌مرور آزاد می‌کند و منجر به کاهش تنش در طول زمان می‌شود. در مدل‌سازی، تمام فرآیندهای اتلاف



شکل ۷. (الف) مدل مکانیکی برای دامنه‌های فاز سخت (H) و فاز نرم (S) ماده، (ب) تجزیه‌ی سینماتیکی در ویسکوپلاستیسته [۳۰]

جداگانه تنظیم می‌شوند. در این‌صورت فرض بر این است که مقاومت شبکه‌ی فاز نرم (با ساختار آمورف) به‌صورت موازی با مقاومت شبکه‌ی فاز سخت (با ساختار بلورین) عمل می‌کند. بنابراین همان‌طور که در شکل ۷ نشان داده شده، یک مدل مکانیکی ساده شده‌ی یک بعدی، مقاومت‌ها به‌صورت دو جزء مکانیکی موازی در نظر گرفته شده‌اند که به‌طور هم‌زمان تحت کرنش یکسان قرار دارند. جزء تعادلی که با برچسب S مشخص شده شامل یک فنر هایپرلاستیک بوده که ناشی از جهت‌گیری زنجیره‌های مولکولی در فاز نرم است. این جزء مسئول خاصیت الاستیک بالا و بازیابی تغییر شکل در مقیاس بزرگ است. بخش الاستیک-ویسکوپلاستیک که با برچسب H مشخص شده، مسئول تغییرات وابسته به زمان در رفتار فاز سخت ماده است و از دو عنصر، شامل فنر الاستیک خطی متأثر از تغییر انرژی داخلی ماده و یک میراگر غیرخطی ویسکوپلاستیک مدل ری-ایرینگ اصلاح شده است که برای توصیف رفتار رئولوژیکی ماده در شرایطی که تغییر شکل‌های پلاستیک و ویسکوز به‌صورت هم-

این تفکیک، امکان شبیه‌سازی جداگانه‌ی تأثیرات ویسکوز و تغییر شکل دائمی TPU در تنش صفر را فراهم می‌کند. مدل ساختاری ارائه شده که برای تمام TPUهای مورد مطالعه در این مقاله یکسان است، توسعه‌یافته از مدل کی-بویس [۶] بوده و بر پایه‌ی مشارکت مؤثر هر دو فاز سخت و نرم برای ترکیب خواص الاستیک و غیرالاستیک بنا شده است. اغلب بارگذاری‌های کاربردی با سرعتی انجام می‌شود که زمان لازم برای دفع حرارت تولید شده از تحولات گرمازا مانند تغییر شکل پلاستیک وجود دارد. برای چنین شرایطی، دما در طول فرآیند تغییر شکل مساوی با دمای محیط فرض شده و لذا در این مقاله تأثیر تغییرات دمایی بر رفتار مکانیکی TPUها در نظر گرفته نشده است. بدیهی است در کاربردهای خاص باید به اثر تغییرات دما توجه کرد. از طرف دیگر، برخلاف مدل‌های ساده شده که بر میانگین‌گیری حجمی از خواص مکانیکی فازها متکی هستند، در مدل حاضر سهم واقعی هر فاز در پاسخ مکانیکی ماده به‌طور مستقل در نظر گرفته می‌شود و مقادیر پارامترها و ثوابت مادی برای هر ترکیب به‌طور

$$L \equiv \dot{F}F^{-1} = \dot{F}_H F_H^{-1} = \dot{F}_H^e F_H^{e-1} + F_H^e \dot{F}_H^p F_H^{p-1} F_H^{e-1} \quad (5)$$

در رابطه‌ی (۶)، گرادیان سرعت (L) به صورت حاصل جمع گرادیان‌های سرعت الاستیک (L_H^e) و گرادیان سرعت پلاستیک ($\tilde{L}_H^p$) تعریف می‌شود. به عبارتی:

$$L = L_H^e + \tilde{L}_H^p \quad (6)$$

که در آن L_H^e و $\tilde{L}_H^p$ طبق روابط (۷) و (۸) تعریف می‌شوند.

$$L_H^e = \dot{F}_H^e F_H^{e-1} \quad (7)$$

$$\tilde{L}_H^p = F_H^e L_H^p F_H^{e-1} \quad (8)$$

گرادیان سرعت پلاستیک در هیأت میانی (L_H^p) را می‌توان به صورت زیر تجزیه کرد:

$$L_H^p = \dot{F}_H^p F_H^{p-1} = D_H^p + W_H^p \quad (9)$$

که در آن D_H^p بخش متقارن تانسور گرادیان سرعت یا نرخ تغییر شکل پلاستیک و W_H^p بخش نامتقارن تانسور گرادیان سرعت در پیکربندی رها شده (یا هیأت میانی) هستند. جریان پلاستیک به صورت غیرچرخشی در نظر گرفته می‌شود، به طوری که بدون از دست دادن کلیت مسئله می‌توان فرض کرد، $W_H^p = 0$ ، [۵۱، ۵۲].

• بخش الاستیک-ویسکوپلاستیک

پلیمرها و مخصوصاً TPU در دمای محیط، تغییر شکل‌های بزرگ را تجربه می‌کنند. به همین دلیل ε که برای اندازه‌گیری کرنش‌های بی‌نهایت کوچک است، باید با تانسور کرنش هنکی^{۲۵} یا لگاریتمی (E^e) جایگزین شود. از طرفی تانسور تنش در رابطه‌ی قانون هوک ($\sigma = \mathcal{L} \varepsilon$)، باید با تانسور تنش کیرشهف^{۲۶} (τ) جایگزین شود. رابطه‌ی بین تنش کیرشهف (K) و تنش کوشی به صورت

(T)

$K = J^e T$ بیان می‌شود. بنابراین قانون هوک اصلاح شده برای تغییر شکل‌های بزرگ به صورت رابطه‌ی (۱۰) تعریف می‌شود [۵۳]:

$$K = \mathcal{L}[E^e] \quad (10)$$

که در آن $\mathcal{L}$ تانسور الاستیسیته مرتبه چهارم است که به صورت زیر تعریف می‌شود.

زمان رخ می‌دهند، طراحی شده است [۴۸، ۴۹]. مطابق شکل ۷ به منظور درک بهتر از یک عنصر میراگر ویسکوپلاستیک، در مدل، یک عنصر اصطکاکی با میراگر ویسکوز به صورت موازی قرار داده شده است. عنصر اصطکاکی به منظور در نظر گرفتن رفتار تسلیم‌گونه‌ی ماده در نظر گرفته می‌شود. به این ترتیب، گرادیان‌های تغییر شکل در هر دو شبکه فاز نرم (F_S) و فاز سخت (F_H) برابر با گرادیان تغییر شکل ماکروسکوپی کل (F) هستند.

$$F_S = F_H = F \quad (1)$$

که در آن تانسور گرادیان تغییر شکل کل به صورت $F \equiv \nabla x = \frac{\partial x}{\partial X}$ تعریف شده که در آن یک نقطه مادی را از هیأت مرجع (X) به هیأت فعلی (فضای تغییر شکل یافته) (x) نگاشت می‌کند. F_S تانسور گرادیان تغییر شکلی است که بر شبکه‌ی هایپرالاستیک اعمال می‌شود و F_H تانسور گرادیان تغییر شکلی است که بر مؤلفه ویسکوپلاستیک اعمال می‌شود. بر این اساس تنش کوشی کل (T) در مدل به صورت مجموع تانسوری دو مؤلفه‌ی T_S (تنش کوشی ناشی از رفتار هایپرالاستیک فاز نرم) و T_H (مؤلفه‌ی تنش کوشی ناشی از رفتار ویسکوپلاستیک-الاستیک فاز سخت) به صورت زیر بیان می‌شود:

$$T = T_S + T_H \quad (2)$$

۱.۱.۳ سینماتیک تغییر شکل

بر اساس روش تجزیه کرومر-لی^{۲۴} [۵۰]، می‌توان گرادیان تغییر شکل فاز سخت را به صورت حاصل ضربی به اجزای الاستیک (F_H^e) و پلاستیک (F_H^p)، به صورت رابطه‌ی (۳) تجزیه کرد. گرادیان سرعت (L) به صورت رابطه‌ی (۴) توصیف می‌شود.

$$F_H = F_H^e \cdot F_H^p \quad (3)$$

$$L \equiv \text{grad } V = \dot{F}F^{-1} \quad (4)$$

که در آن $V(x)$ میدان سرعت مکانی است و $\text{grad}(\cdot)$ ، گرادیان نسبت به پیکربندی تغییر شکل یافته را نشان می‌دهد. با استفاده از تجزیه‌ی ضربی الاستیک-پلاستیک گرادیان تغییر شکل و مشتقات زمانی آن، گرادیان سرعت را می‌توان به صورت رابطه‌ی (۵) بیان کرد.

(D_H^P) از طریق قانون جریان 31 با استفاده از رابطه‌ی (۱۵) بدست می‌آید [۵۵].

$$\dot{F}_H^P = D_H^P F_H^P \quad (14)$$

$$D_H^P = \frac{\dot{\gamma}_H^P}{\sqrt{2}} N_H^P \quad (15)$$

جهت جریان پلاستیک 32 که به صورت رابطه‌ی $N_H^P = \frac{\bar{T}_H'}{|\bar{T}_H'|}$ تعریف می‌شود، با اندازه‌ی بخش انحرافی تانسور تنش انتقال یافته یا تنش محرک جریان پلاستیک 33 نرمال سازی شده است. در اینجا، جریان پلاستیک با بخش انحرافی تانسور تنش محرک از نظر بردارهای ویژه هم جهت در نظر گرفته می‌شود. در رابطه‌ی فوق، $\dot{\gamma}_H^P$ نرخ کرنش برشی پلاستیک است و بر اساس مدل ویسکوپلاستیک اصلاح شده‌ی ری-ایرینگ اصلاح شده به صورت رابطه‌ی (۱۶) بیان می‌شود [۴۹، ۴۸].

$$\dot{\gamma}_H^P = \dot{\gamma}_0 \exp\left(-\frac{\Delta G}{k_B \theta}\right) \sinh\left(\frac{\Delta G}{k_B \theta} \cdot \frac{\bar{\tau}}{\bar{S}_H}\right) \quad (16)$$

در این رابطه ΔG انرژی آزاد فعال سازی مرجع برای جریان ویسکوپلاستیک و $\dot{\gamma}_0$ نرخ کرنش ویسکوپلاستیک مرجع است. $\bar{S}_H$ استحکام برشی مستقل از دمای ماده 34 و بیان گر مقاومت داخلی ماده در برابر تغییر شکل برشی است. در این مطالعه از اثر حساسیت استحکام به فشار در جریان پلاستیک صرف نظر می‌شود [۳۲]. θ دمای مطلق است که در این مطالعه شرایط هم دما در نظر گرفته شده و مقدار آن ۲۹۵ درجه کلوین (دمای اتاق) فرض شده است. $\bar{\tau}$ نیز تنش برشی معادل است که از بخش انحرافی تانسور تنش انتقال یافته $(\bar{T}_H')$ محاسبه و مقدار آن به صورت زیر تعریف می‌شود:

$$\bar{\tau} = \sqrt{\frac{1}{2} \bar{T}_H' : \bar{T}_H'} \quad (17)$$

• بخش هایپر الاستیک

در مواد الاستومر گرمانرم پلی یورتان، عدم تقارن در رفتارهای کششی و فشاری در کرنش های بزرگ مشاهده می‌شود که نتیجه ی جهت گیری و هم راستایی مولکول های زنجیره ای در هنگام تغییر شکل است [۱۸]. علاوه بر این، یک افزایش تنش در کرنش های بسیار بزرگ گزارش شده است که به قابلیت گسترش

$$\mathcal{L}_{ijkl} = \Lambda \delta_{ij} \delta_{kl} + \mu (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \quad (11)$$

ضرایب Λ و μ در رابطه‌ی فوق ضرایب لامه هستند و به ترتیب مدول حجمی و مدول برشی نامیده می‌شوند. در این صورت تنش کوشی در بخش الاستیک-ویسکوپلاستیک مربوط به فاز سخت (T_H) از رابطه زیر بدست می‌آید [۵۳].

$$T_H = \frac{1}{J_H^e} [\Lambda \text{tr}(E^e) I + \mu E^e] \quad (12)$$

در رابطه‌ی (۱۲)، $J_H^e = \det[F_H^e]$ و $E^e = \text{Ln}(U_H^e)$ مقدار E^e با استفاده از تابع $\text{Ln}(\sqrt{B_H^e})$ که در آن $B_H^e = F_H^e F_H^{eT}$ مقدار E^e با استفاده از تابع تقریب مرتبه دو پد 27 به صورت $P_2^2(\text{Ln}\sqrt{x}) = \frac{3(x+3)(x-3)}{(2(x^2+4x)+1)}$ بدست می‌آید [۵۴].

در این مدل رفتاری، تمام پاسخ های مربوط به تغییر حجم (یعنی هر تغییری که با مدول حجمی کنترل می‌شود) به طور کامل در بخش الاستیک-ویسکوپلاستیک گنجانده شده است. به این معنا که بخش هایپر الاستیک هیچ پاسخ حجمی ای را در بر نمی گیرد و فقط مسئول پاسخ برشی (یعنی تغییر شکل هایی که بدون تغییر حجم رخ می دهند) است. برای تعیین تانسور تنش محرک جریان پلاستیک یک تنش باز تعریف شده در یک هیأت میانی استفاده می‌شود. این تنش $(\bar{T}_H)$ که برای مدل سازی جریان پلاستیک استفاده می‌شود، تنش انتقال یافته 28 یا تنش مندل متقارن 29 نیز نامیده می‌شود و به صورت زیر از طریق تبدیل تانسور تنش کوشی (T_H) به هیأت میانی بدست می‌آید [۳۲].

$$\bar{T}_H = J_H R_H^e T_H R_H^e \quad (13)$$

در اینجا R_H^e ماتریس دوران الاستیک است، به طوری که $F_H^e = V_H^e R_H^e$ که در آن، U_H^e و V_H^e به ترتیب تانسور کشیدگی راست و چپ الاستیک هستند که از تجزیه قطبی به دست می‌آیند. پس از تعیین کرنش پلاستیک با استفاده از یک مدل ساختاری مناسب، می‌توان تانسور نرخ تغییر شکل پلاستیک $(\dot{F}_H^P)$ را به کمک رابطه‌ی (۱۴) به صورت عددی انتگرال گیری کرده و سپس به کمک تجزیه ضربی 30 ارائه شده در معادله (۳)، تانسور گرادیان تغییر شکل الاستیک محاسبه نمود. نرخ تغییر شکل پلاستیک

$$\lambda_{lock} = A \cdot \left(1 - \frac{\lambda_{0,Lock}}{\lambda_{ss,Lock}}\right) \cdot \frac{\lambda_{ss,Lock}^2 - \lambda_{ss,Lock}}{(\lambda_{ss,Lock} - \lambda_c)^2} \cdot \lambda_c \quad (19)$$

با پیشروی تغییر شکل و در پی آن فروپاشی شبکه، می توان این طور تفسیر کرد که حد نهایی کشیدگی زنجیره ($\sqrt{N}$) بر اثر افزایش تعداد بخش های مؤثر فاز نرم، افزایش می یابد. بنابراین بر اساس اصل پایداری جرم، چگالی مؤثر زنجیره ها (n) به طور طبیعی کاهش می یابد، که منجر به کاهش مدول الاستیک (μ_s) می شود. به همین منظور از رابطه ی $\mu_s N(t) = nk_B \theta$ به عنوان یک شرط برای مدول الاستیک $\mu_{0,s} N_0 = \text{Constant}$ و تعداد بخش های مؤثر فاز نرم استفاده می شود [۳۲]. به عنوان گام بعدی برای مدل سازی رفتار آسیب حاصل از نرم شوندگی که به طور تجربی در چرخه های بارگذاری مجدد مشاهده شده، قانون تکاملی پدیده شناختی زیر در نواحی سخت TPU برای شبیه سازی رفتار پلاستیکی نرم شده پیشنهاد می شود [۶۰، ۲۱]:

$$\dot{S}_H = h \left(1 - \frac{S_H}{S_{ss,H}}\right) \dot{\gamma}_H^p \quad (20)$$

$$S_{0,H} = \frac{0.077\mu}{1 - \nu} \quad (21)$$

در اینجا، $S_{ss,H}$ نشان دهنده مقاومت برشی در حالت پایدار و h شیب نرم شدگی و $S_{0,H}$ مقاومت برشی اولیه است. ضریب پواسون (ν) برای TPU در محدوده ی ۰/۴۷ تا ۰/۴۹ انتخاب شده است [۳۲].

پارامترهای مورد استفاده در مدل رفتاری ماده در جدول ۲ خلاصه شده است. حدس اولیه ای که برای برخی از پارامترها از جمله ثوابت بکار رفته در مدل هایپیرالاستیک فاز نرم و بخش الاستیک-ویسکوپلاستیک فاز سخت در نظر گرفته شده، بر اساس مقادیر پایینی و بالایی پارامترهای استفاده شده در مدل-کی-بویس [۵] و مدل چو [۳۲] تخمین زده شده اند، که سرانجام به روش کم ترین مربعات، با استفاده از مقایسه ی نتایج شبیه سازی با نتایج تجربی و با هدف کمینه سازی خطا بین داده های آزمایش و مدل سازی، به نحوی اصلاح و تنظیم شده اند تا تطابق بهتری بین مدل و داده های واقعی حاصل شود. از طرفی پارامترهایی نظیر انرژی آزاد فعال سازی مرجع (ΔG) و نرخ کرنش ویسکوپلاستیک

محدود زنجیره ها نسبت داده شده است. بنابراین تنش کوشی الاستیک در شبکه فاز نرم (T_s) بر اساس مدل هایپیرالاستیک هشت زنجیره ای ارائه شده توسط آردا-بویس که برای توصیف تغییر شکل شبکه بلورین، شامل کشیدگی و چرخش شبکه پلیمری استفاده می شود [۵۶، ۱۸]، به صورت زیر بیان می شود.

$$T_s = \frac{\mu_s \sqrt{N}}{3J_s} \mathcal{L}^{-1} \left(\frac{\lambda_c}{\sqrt{N}} \right) \cdot \bar{B}'_s \quad (18)$$

در اینجا μ_s مدول الاستیک (یا مدول لاستیکی)، $J_s = \det(F_s)$ نشان دهنده تغییر حجم نسبی است که برابر با تغییر حجم نسبی بخش الاستیک در مکانیزم الاستیک-ویسکوپلاستیک است. همچنین $\bar{B}_s = \bar{F}_s \bar{F}_s^T$ ، تانسور گرین-کوشی چپ، $\bar{F}_s = J_s^{-1/3} F_s$ ماتریس گرادیان تغییر شکل ایزوکوریک در مکانیزم شبکه، مقدار $\lambda_c = \sqrt{\frac{1}{3} \text{tr}(\bar{B}_s)}$ میانگین کشیدگی زنجیره، $\sqrt{N} \equiv \lambda_{lock}$ حد نهایی کشیدگی زنجیره^{۳۵} و $\mathcal{L}^{-1}(x)$ تابع لانگوین معکوس^{۳۶} است که به صورت $\mathcal{L}(x) = \text{Coth}(x) - \frac{1}{x}$ داده شده و با استفاده از تقریب پد به صورت $\mathcal{L}^{-1}(x) = x(3 - x^2)/(1 - x^2)$ محاسبه می شود [۵۷].

۲.۱.۳ مدل سازی رفتار نرم شوندگی TPU

همان طور که در اندازه گیری های SAXS توسط رینالدی و همکارانش [۴۳] مشاهده می شود، شکست میکروساختاری که در طول تغییر شکل اتفاق می افتد، ساختار دامنه ی فاز سخت را که به طور قابل توجهی نرم شده است، فراهم می کند و منجر به اتلاف انرژی زیاد می شود. آسیب غیرقابل برگشت تجمع های دامنه های سخت که در اندازه گیری های SAXS در طول بارگذاری رصد می شود، منجر به ساختاری می شود که در آن با تبدیل نواحی سخت به نواحی نرم، رفتار نرم تری را در طول بارگذاری مجدد نشان می دهد. بر اساس مشاهدات، در مقاله ی حاضر، یک معادله-ی تکاملی پدیده شناختی برای حد نهایی کشیدگی زنجیره ($\lambda_{lock}(t) \equiv \sqrt{N(t)}$) به صورت رابطه ی (۱۹) استفاده شده تا آسیب حاصل از نرم شدگی در ساختارهای شبکه ای، تحت شرایط هم دم در طول تغییر شکل را مدل سازی کند [۵۸، ۵۹].

مرجع ($\dot{\gamma}_0$)، با استفاده از برازش کمترین مربعات داده‌های تنش تسلیم برشی به صورت $\tau = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_{uniaxial}$ برحسب نرخ کرنش برشی به صورت $\dot{\gamma} = \sqrt{3} \dot{\epsilon}$ شناسایی و تعیین شده‌اند که از روش -

های مبتنی بر قواعد استاندارد تعیین پارامترهای ماده در پلیمرهای شیشه‌ای و نیمه‌بلورین [۲۹-۳۱، ۴۹، ۵۰]، پلیمرهای لاستیکی [۳۸، ۴۷] و پلیمرهای الاستومری وابسته به نرخ [۱۱، ۱۲، ۱۴، ۱۵، ۵۱] پیروی می‌کند.

جدول ۲. پارامترهای ماده مورد استفاده در مدل مادی TPUها

تنش کل	بخش الاستیک-ویسکوپلاستیک (فاز سخت H)	پارامترها	TPUShA85	TPUShA90
T = T_H + T_S پاسخ غیر تعادلی رفتار تنش- کرنش	$T_H = \frac{1}{J_H} [\Lambda \text{ tr}(E^e) I + \mu E^e]$	Λ [MPa]	۴۴۰	۶۸۰
		μ [MPa]	۳/۸	۱۲/۴
		$\dot{\gamma}_0$ [S ⁻¹]	۰/۰۲۸	۰/۰۲۸
	$\dot{\gamma}_H^p = \dot{\gamma}_0 \exp\left(-\frac{\Delta G}{k_B \theta}\right) \sinh\left(\frac{\Delta G}{k_B \theta} \cdot \frac{\bar{\tau}}{S_H}\right)$	$\Delta G \times 10^{20}$ [J]	۲/۹	۲/۹
		$k_B \times 10^{23}$ [J/K]	۱/۳۸	۱/۳۸
	$\dot{S}_H = h \left(1 - \frac{S_H}{S_{ss,H}}\right) \dot{\gamma}_H^p$	h [MPa]	۱۰/۰	۱۲/۰
		$S_{ss,H}$ [MPa]	۱/۰ S _{0,H}	۰/۸ S _{0,H}
	شبکه‌ی هاپیرالاستیک (فاز نرم S)			
		پارامترها	TPUShA85	TPUShA90
		$\mu_{0,S}$ [MPa]	۵/۳۵	۹/۷۵
پاسخ تعادلی	$\lambda_{0,lock} \equiv \sqrt{N_0}$	$\sqrt{8.0}$	$\sqrt{7.0}$	
رفتار تنش	$\lambda_{ss,Lock}$	۱/۴۵ λ _{0,Lock}	۱/۵ λ _{0,Lock}	
کرنش	$\lambda_{lock} = A \cdot \left(1 - \frac{\lambda_{0,Lock}}{\lambda_{ss,Lock}}\right) \cdot \frac{\lambda_{ss,Lock}^2 - \lambda_{ss,Lock}}{(\lambda_{ss,Lock} - \lambda_c)^2} \cdot \lambda_c$	A	۹/۰	۹/۰

در بخش بعدی، معادلات ساختاری مدل، متغیرهای درونی و تانسورهای سینماتیکی مربوط به مدل هاپیرالاستیک-ویسکوپلاستیک به صورت عددی پیاده‌سازی شده‌اند تا رفتار تنش-کرنش ماده مدل‌سازی شود. نتایج شبیه‌سازی شده در قالب منحنی‌های تنش-کرنش در بخش‌های بعدی با داده‌های تجربی مقایسه شده‌اند.

۲.۳ پیاده‌سازی عددی

مدل هاپیرالاستیک-ویسکوپلاستیک ارائه شده در این مطالعه، در نرم‌افزار تجاری اجزای محدود آباکوس به روش حل گر صریح از طریق زیرروال VUMAT پیاده‌سازی شده است. این زیرروال مقادیر فعلی (که با اندیس 'n' مشخص می‌شود) و مقادیر جدید (که با اندیس 'n + 1' مشخص می‌شود) برای تانسور گرادین تغییر شکل کل (F) و تانسور تنش کوشی کل

(T) را در هر نقطه‌ای انتگرال‌گیری از المان ارائه می‌دهد. این تانسورها به ترتیب تحت عناوین defgradold، defgradnew، stressold و stressnew در زیرروال VUMAT قابل بازخوانی هستند. اندیس‌های 'n' و 'n + 1' بر روی متغیرها، نشان‌دهنده‌ی ارزیابی آن‌ها توسط زیر روال، به ترتیب در گام زمانی t و t + Δt است. بنابراین در ابتدای هر گام زمانی، گرادین تغییر شکل کل (F_n) و پارامتر نرم‌شدگی (S_H)_n جزو اطلاعاتی مورد نیاز داده شده‌است. هدف از استفاده از VUMAT به روز رسانی تنش کل در انتهای گام زمانی (T_{n+1}) است. همچنین لازم است گرادین تغییر شکل کل F_{n+1} به همراه سایر متغیرهای حالت^{۳۷} از جمله پارامتر نرم‌شدگی (S_H)_{n+1} به روز رسانی، ذخیره و به نرم‌افزار آباکوس بازگردانده شود تا در ابتدای گام بعدی مورد استفاده قرار گیرند.

می گیرند. در شکل ۸، مراحل تعریف شده و دستورالعمل گام به گام پیاده شده سازی کد، در زیرروال VUMAT آورده شده است.

$$(F_H^e)^{trial} = F_{n+1} \cdot (F_H^P)_n^{-1} \quad (23)$$

$$(F_H^e)_{n+1} = (F_H^e)^{trial} \exp(-\Delta t(D_H^P)_{n+1}) \quad (24)$$

$$(D_H^P)_{n+1} = \frac{(\dot{\gamma}_H^P)_{n+1}}{\sqrt{2}} (N_H^P)_{n+1} \quad (25)$$

$$(\bar{T}_H')_{n+1} = (\bar{T}_H')^{trial} - \sqrt{2} \mu \Delta t (\dot{\gamma}_H^P)_{n+1} (N_H^P)_{n+1} \quad (26)$$

$$\bar{T}_{n+1} = (\bar{T})^{trial} - \mu \Delta t (\dot{\gamma}_H^P)_{n+1} \quad (27)$$

۴. نتایج و بحث

۱.۴ صحت سنجی نتایج حل عددی

در شکل ۹ - الف، نمودارهای تنش-کرنش برای دو نوع TPU در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه، هم در آزمایش و هم در نتایج مدل-سازی، نمایش داده شده اند. رفتارهای غیرخطی الاستیک-غیرالاستیک این مواد، شامل هیستریزس و بازیابی شکل پس از باربرداری، به خوبی توسط مدل عددی ارائه شده، بازتولید شده-اند. وابستگی رفتار تنش-کرنش به نرخ کرنش برای هر دو ماده در شکل ۹ - ب و ج در نرخ های ۰/۱ و ۰/۱ بر ثانیه بررسی شده است. نتایج شبیه سازی تطابق خوبی با داده های تجربی نشان می دهند و وابستگی به نرخ، هیستریزس و بازیابی شکل را به خوبی بازتاب می دهند. اگرچه اختلاف اندکی بین نمودار تنش-کرنش تجربی در مقایسه با مدل سازی برای نمونه ی TPU-ShA90 در نرخ کرنش ۰/۱ و برای TPU-ShA85 در نرخ کرنش ۰/۱ مشاهده می شود که دلیل آن به دقت در تنظیم پارامترهای وابسته به نرخ و اعمال شرایط آزمون تجربی در شبیه سازی برمی گردد، با این حال تطابق خوب مدل و داده های تجربی در بازنمایی رفتار به شدت غیرخطی الاستیک-غیرالاستیک TPU ها به ویژه خصوصیت رفتار مکانیکی وابسته به درصد فاز سخت، در آنها به خوبی قابل مشاهده است. به عنوان مثال اگر فقط به رفتار نمودار مدل سازی شده توجه شود اثر نرخ

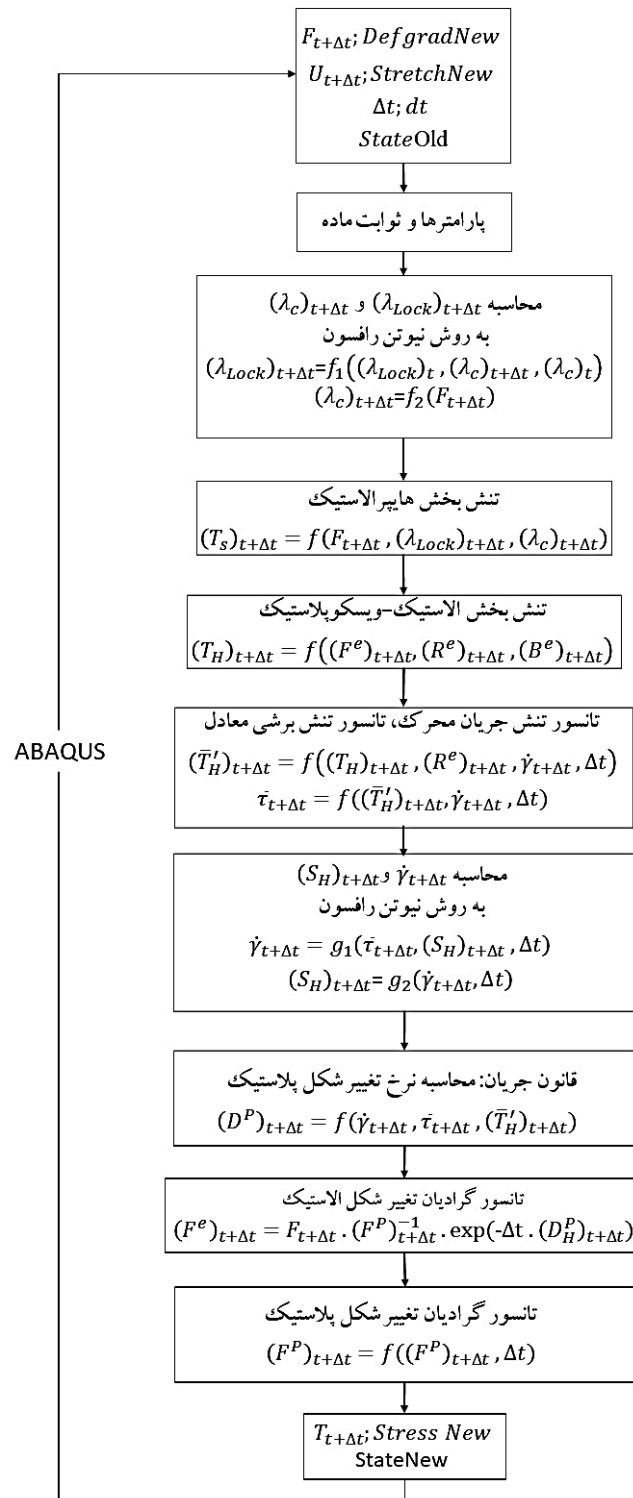
$$(F_n, (F_H^P)_n, (S_H)_n, \Delta t) \Rightarrow (F_{n+1}, (F_H^P)_{n+1}, (S_H)_{n+1}, T_{n+1}) \quad (22)$$

در هر گام زمانی، ابتدا تنش بخش هایپرالاستیک با استفاده از رابطه ی (۱۸) محاسبه می شود. برای این منظور، دستگاه معادلات غیرخطی به روش نیوتن-رافسون حل شده و مقدار میانگین کشیدگی زنجیره و حد کشیدگی آن در انتهای گام زمانی تعیین می شود. از سوی دیگر تعیین تانسور تنش کل به صورت $(T = T_S + T_H)$ ، مستلزم محاسبه تنش بخش الاستیک-ویسکوپلاستیک بر اساس رابطه ی (۱۲) است. برای این منظور انتگرال گیری به روش کلاسیک پیش بینی-تصحیح^{۳۶} از معادله ی (۱۴) انجام می گیرد. همچنین با بهره گیری از نگاشت نمایی $(F_H^P)_{n+1} = \exp(\Delta t(D_H^P)_{n+1})(F_H^P)_n$ و تعریف گرادیان تغییر شکل الاستیک آزمایشی به صورت رابطه ی (۲۳)، می توان گرادیان تغییر شکل الاستیک $(F_H^e)_{n+1}$ در انتهای گام زمانی را محاسبه کرد. این کمیت برای تعیین تنش در بخش الاستیک-ویسکوپلاستیک ضروری است و از طریق رابطه ی (۲۴) بدست می آید [۶۱]. سپس با بررسی شرط تسلیم بر اساس تنش برشی، مشخص می شود که آیا ماده وارد ناحیه ی پلاستیک شده است یا خیر. در صورت وقوع تسلیم، در گام نخست، نرخ کرنش پلاستیک $(\dot{\gamma}_H^P)_{n+1}$ و پارامتر استحکام تسلیم ماده $(S_H)_{n+1}$ در انتهای گام زمانی به روز رسانی می شود. این مقادیر از طریق حل دستگاه معادلات غیرخطی با بهره گیری از روابط (۱۶) و (۲۰) و با استفاده از روش نیوتن-رافسون محاسبه می گردند. در مرحله ی بعد جهت جریان پلاستیک در انتهای گام زمانی به صورت $(N_H^P)_{n+1} = \frac{(\bar{T}_H')_{n+1}}{\sqrt{2} \bar{T}_{n+1}}$ تعیین می شود. سپس با استفاده از قانون جریان و رابطه ی (۲۵)، تانسور نرخ تغییر شکل پلاستیک در انتهای گام زمانی $(D_H^P)_{n+1}$ محاسبه می گردد. تانسور تنش انحرافی $(\bar{T}_H')_{n+1}$ از طریق رابطه ی (۲۶) بدست می آید و مقدار تنش برشی $\bar{T}_{n+1}$ در انتهای گام زمانی نیز از رابطه ی (۲۷) محاسبه می شود. در نهایت تانسورهای گرادیان تغییر شکل پلاستیک و الاستیک در انتهای گام زمانی محاسبه شده و برای به روز رسانی تنش نهایی مورد استفاده قرار

کرنش روی نمودار تنش-کرنش در مدل ساختاری TPUShA85 نسبت به TPUShA90 کمتر است که این نشان دهنده‌ی در برگرفتن همان اثرات فاز سخت ماده در مدل‌سازی است. با افزایش درصد فاز سخت، حساسیت به نرخ نیز افزایش می‌یابد که این امر به مقاومت غیرالاستیک بیشتر در ماده نسبت داده می‌-

شود. این مسئله در شکل ۱۰ و شکل ۱۱ نیز تأیید شده که تنش جریان را به‌عنوان تابعی از نرخ کرنش برای کرنش‌های ۰/۳ و ۰/۶ در هر دو نمونه‌ی TPU نشان می‌دهد. با کاهش میزان فاز سخت، رفتار در کرنش‌های بالا بیشتر شبیه به مواد لاستیکی یا

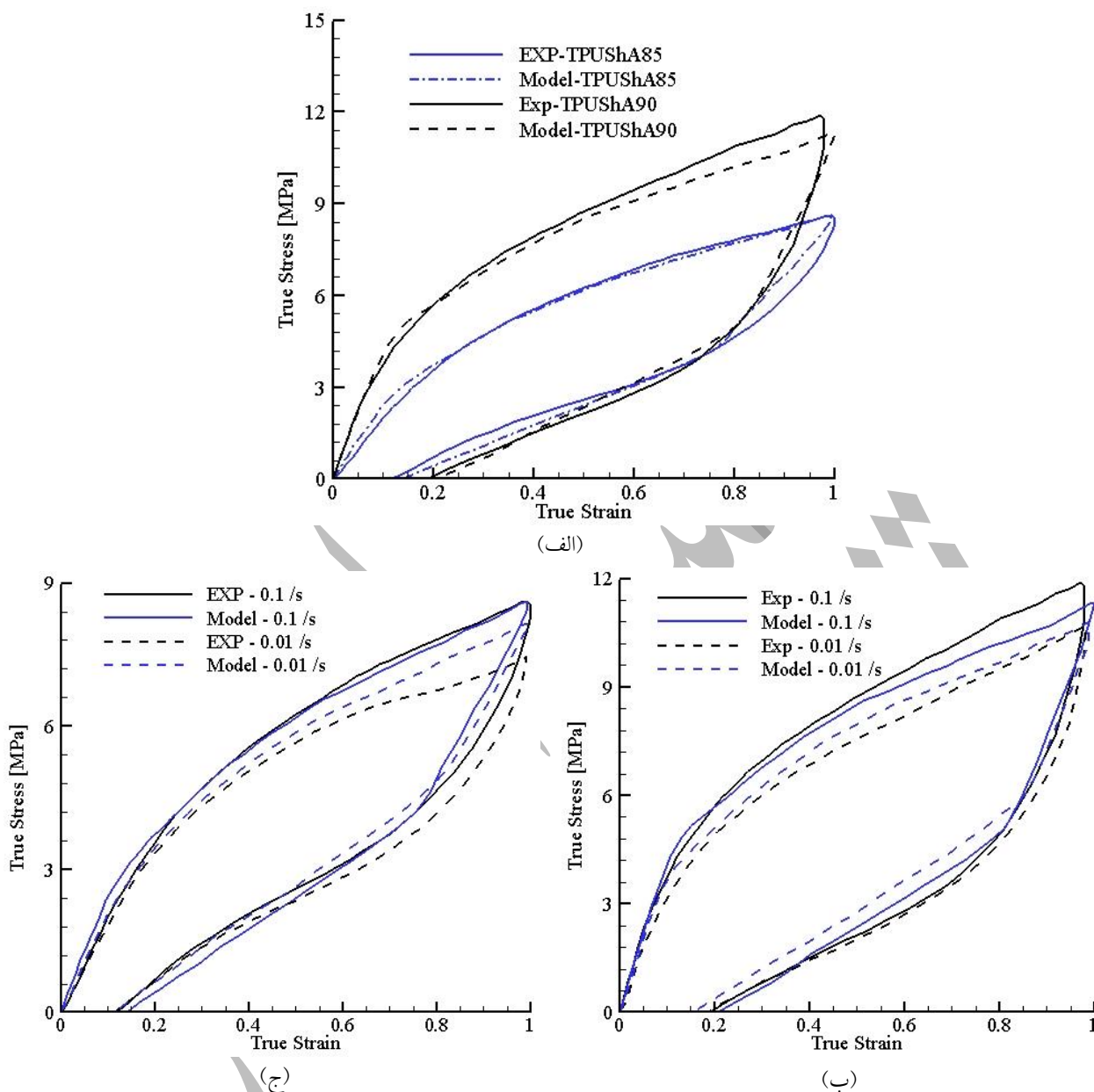
پس دانشیار



شکل ۸ روندنمای پیاده سازی عددی در زیر روال VUMAT

و مدل سازی عددی به اندازه ای است که در محدوده ی قابل قبول خطای مهندسی قرار دارد، در مجموع می توان گفت مدل عددی

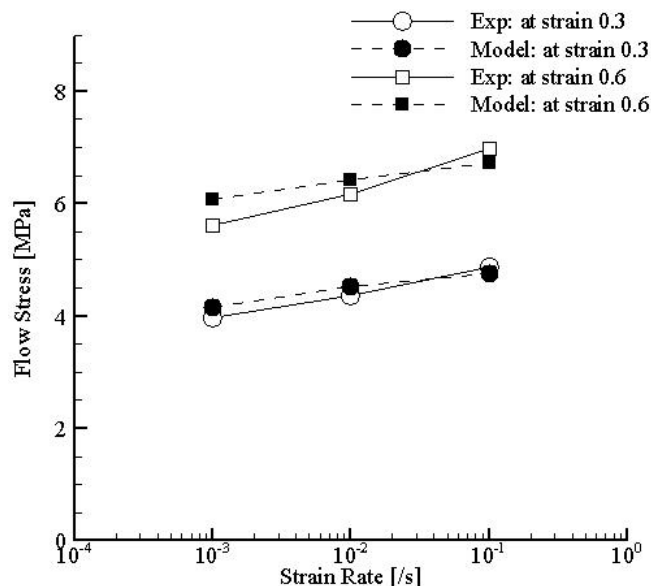
الاستومری شده و میزان هیستریزیس کاهش یافته و بازیابی شکل افزایش می یابد. با توجه به اینکه میزان عدم تطابق داده های تجربی



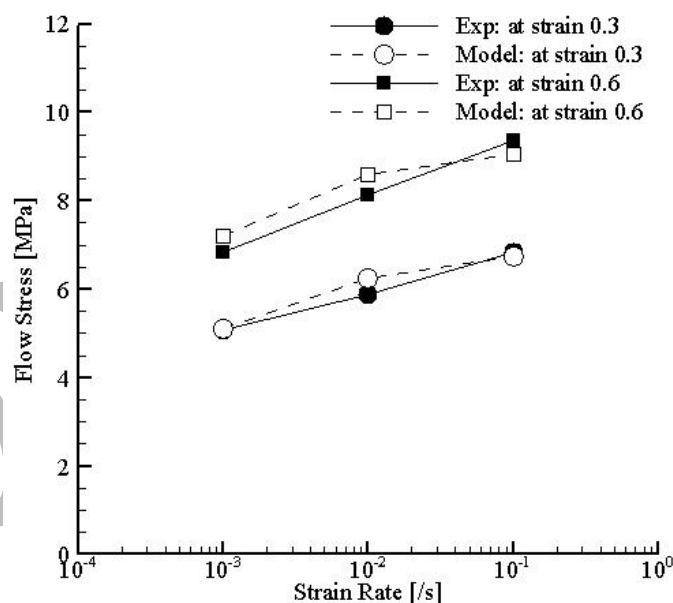
شکل ۹. الف) رفتار تنش-کرنش همه‌ی TPU ها در آزمایش فشار تک محوره در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه
 ب) نمودار تنش-کرنش TPUSHA90 در نرخ کرنش‌های ۰/۱ و ۰/۰۱ بر ثانیه، ج) نمودار تنش-کرنش TPUSHA85 در نرخ کرنش‌های ۰/۱ و ۰/۰۱ بر ثانیه

چرخه‌های بارگذاری پس از چرخه اول، کاهش قابل توجهی در سختی مشاهده شد که همان مشخصه بارز اثر مولینز در مواد الاستومر گرمانرم است. مدل ارائه شده به خوبی توانسته است این رفتار را بازتولید کند و انطباق مناسبی با داده‌های تجربی برای TPUSHA85 و TPUSHA90 نیز نشان دهد. با این حال افت تنش

معرفی شده در این تحقیق توانایی مناسبی در بازنمایی ویژگی‌های کلی رفتارهای الاستیک-ویسکوپلاستیک وابسته به نرخ در این نمونه از TPU ها، در شرایط بارگذاری و باربرداری را دارا است. رفتار تنش-کرنش تحت شرایط بارگذاری چرخه‌ای، برای نتایج تجربی و مدل‌سازی در شکل ۱۲ نشان شده است. در



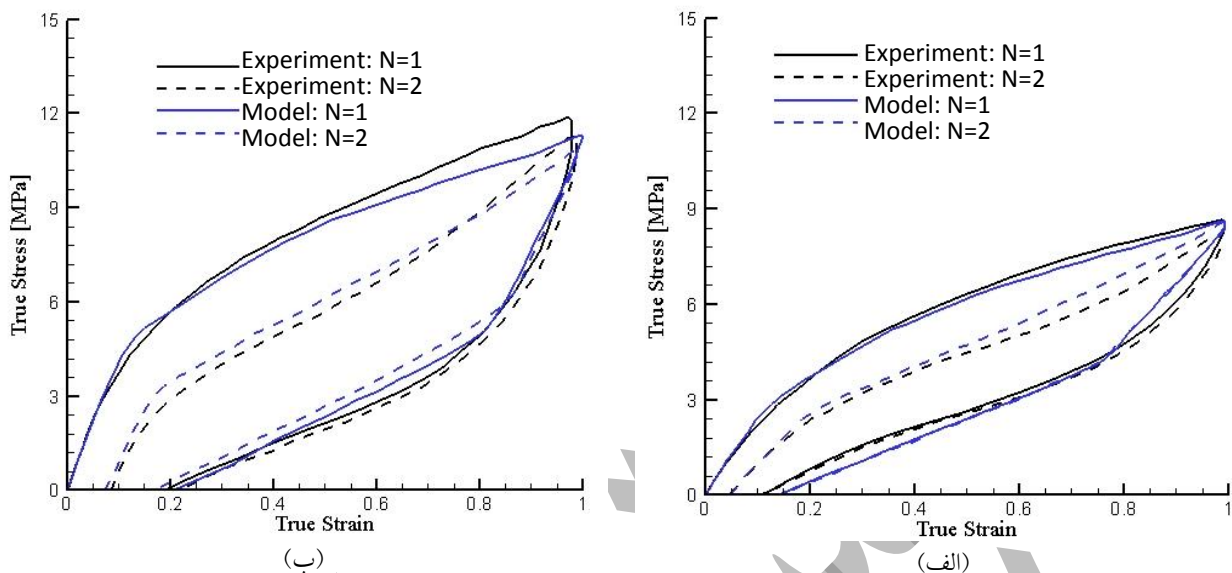
شکل ۱۰. وابستگی به نرخ در نمونه‌ی TPUSHA85 در کرنش‌های حقیقی ۰/۳ و ۰/۶ و مقایسه‌ی داده‌های تجربی و مدل‌سازی



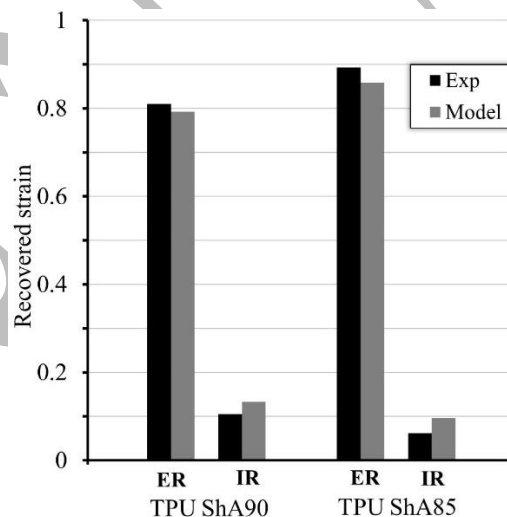
شکل ۱۱. وابستگی به نرخ در نمونه‌ی TPUSHA90 در کرنش‌های حقیقی ۰/۳ و ۰/۶ و مقایسه‌ی داده‌های تجربی و مدل‌سازی

نسبت به شکل ۱۲-ب (برای TPUSHA90) ضعیف‌تر ظاهر شده که علت آن را می‌توان به تفاوت در نرخ کرنش اعمالی در نتایج نشان داده شده در شکل ۶ و شکل ۱۲ و همچنین وابستگی به

بیشینه در حداکثر کرنش که در نمودار شکل ۶، طی چرخ‌های بارگذاری-باربرداری واضح‌تر مشخص است، در نمودارهای مدل‌سازی نشان داده شده در شکل ۱۲-الف (برای TPUSHA85)



شکل ۱۲. رفتار تنش-کرنش TPU ها تحت بارگذاری چرخه‌ای در آزمایش (خطوط مشکی رنگ) و مدل‌سازی (خطوط آبی رنگ): (الف) نمونه TPUSHA85 و (ب) نمونه TPUSHA90 در نرخ کرنش ۱/۰ بر ثانیه



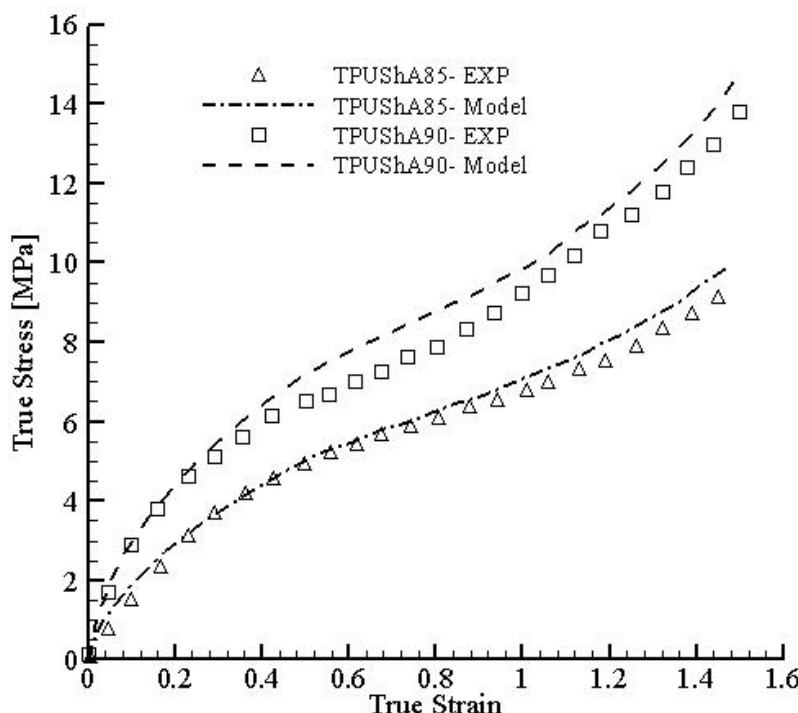
شکل ۱۳. مقایسه‌ی رفتار بازیابی شکل در TPU ها در آزمایش و مدل‌سازی

(IR: Inelastic Recovery ,ER: Elastic Recovery)

شود. این پدیده به‌ویژه در مورد TPUSHA90 (شکل ۱۲-ب) مشهود است.

مقدار برجهنگی^{۳۹} در TPU ها با اندازه‌گیری میزان بازیابی شکل الاستیک (تا نقطه تنش صفر بلافاصله پس از باربرداری) و بازیابی شکل غیرالاستیک (در مدت زمان ۱۲۰ ثانیه بین چرخه‌ی اول و دوم) در آزمایش‌ها، مطابق با شکل ۱۳ ارزیابی شده‌است

درصد فاز سخت نسبت داد. نرم‌شدگی الاستیک ناشی از فرو-پاشی ریزساختار، عامل اصلی ایجاد رفتار تنش-کرنش نرم‌شده در چرخه‌های بعدی محسوب می‌شود. علاوه بر این، نرم‌شدگی غیرالاستیک در مکانیزم الاستیک-ویسکوپلاستیک مواد، موجب کاهش تنش تسلیم‌گونه‌ی غلتیده به پهلوی در چرخه‌ی بعدی می-



شکل ۱۴. پیش‌بینی رفتار منحنی تنش- کرنش TPU ها تحت کرنش حقیقی تا ۱/۵ (در نرخ کرنش ۰/۰۰۱ بر ثانیه)

ویسکوز فراهم می‌کند که بدون آن‌که نیازی به اعمال عملیات فیزیکی اضافی بر روی نمونه‌ها باشد، منجر به بازیابی شکل غیرالاستیک می‌شود. بنابراین مدل‌های رفتار ماده ارائه‌شده در این پژوهش قابلیت پیش‌بینی ویژگی‌های اصلی مشاهده شده در رفتارهای چرخه‌ای از جمله بازیابی شکل (یا برجهندگی)، اتلاف انرژی و نرم‌شدگی ناشی از تغییر شکل را دارند. به‌منظور تحلیل رفتار ماده تحت سایر شرایط بارگذاری در بخش بعد اعتبارسنجی مدل مورد بررسی قرار می‌گیرد.

۲.۴ اعتبارسنجی مدل عددی تحت شرایط مختلف

۱.۲.۴ رفتار ماده تحت کرنش‌های شدید

این بخش از تحلیل با هدف پیش‌بینی پاسخ رفتار ماده در محدوده‌هایی فراتر از بازه‌ی تجربی آزمون شده در مرحله صحت‌سنجی و به‌منظور اعتبارسنجی مدل در کرنش‌های شدید انجام شده‌است. همان‌طور که در شکل ۱۴ نشان داده شده، نمونه تحت بارگذاری فشاری با نرخ کرنش ۰/۰۰۱ بر ثانیه تا کرنش حقیقی ۱/۵ دچار

و با نتایج حل عددی مورد مقایسه قرار گرفته‌است. همان‌طور که در شکل ۱۳ نشان داده شده، در TPUSHA85 که دارای درصد پایین‌تری از فاز سخت است، کرنش باقی‌مانده بلافاصله پس از باربرداری حدود ۰/۱ است که نشان‌دهنده‌ی برجهندگی الاستیک قابل توجهی در این ماده است. در مقابل، در TPUSHA90 با درصد بالاتر از فاز سخت، کرنش باقی‌مانده بزرگ‌تر بوده و بنابراین برجهندگی الاستیک با افزایش محتوای فاز سخت کاهش می‌یابد. با این حال، بازیابی شکل غیرالاستیک ناشی از جریان ویسکوز در TPUSHA90 بیش‌ترین مقدار را داشته‌است که نشان از نقش برجسته‌ی رفتار ویسکوز در این ماده دارد. با وجود آنکه در پایان مرحله‌ی باربرداری، مقدار تنش کل در نمونه‌ها به صفر می‌رسد، هر یک از عناصر مقاومتی در مکانیزم شبکه شامل مکانیزم‌های الاستیک- ویسکوپلاستیک و شبکه‌ی هایپرالاستیک همچنان مقادیر غیرصفری از تنش را حفظ می‌کنند، به‌گونه‌ای که این تنش‌ها به‌عنوان نیروهای داخلی یکدیگر را خنثی می‌کنند. تنش مثبت باقی‌مانده در مکانیزم الاستیک- ویسکوپلاستیک وابسته به زمان در فاز سخت ماده، نیروی محرکه‌ای برای جریان

سخت شوندگی اولیه همراه با اثرات ویسکوالاستیک است. با افزایش کرنش تا حدود ۱/۵ روند افزایش تنش به صورت غیرخطی کندتر می شود و رفتار ماده وارد مرحله ای می شود که نرخ سخت شوندگی کاهش می یابد. به گونه ای که می توان آن را به صورت ظهور پدیده ای مشابه نرم شوندگی کرنشی تفسیر کرد، هرچند تنش همچنان با افزایش کرنش، افزایش می یابد این تغییر رفتار، ناشی از تغییر آرایش زنجیره های پلیمری و آزاد شدن تدریجی ساختارهای محدودکننده تغییر شکل در فاز نرم ماده است. با مقایسه ی پاسخ مدل و نتایج تجربی مشاهده می شود که مدل عددی توانسته است روند کلی رفتار ماده را در ناحیه ی کرنش های بزرگ برای هر دو نمونه TPU با سختی به خوبی باز تولید کند. اختلافات محدود در نواحی کرنش بالا می تواند ناشی از فروض ساده شده در مدل برای توصیف کامل فرآیندهای وابسته به زمان و نرخ کرنش باشد، اما تطابق کلی میان نتایج مدل و آزمون، اعتبار مدل پیشنهادی در این محدوده را تأیید می کند.

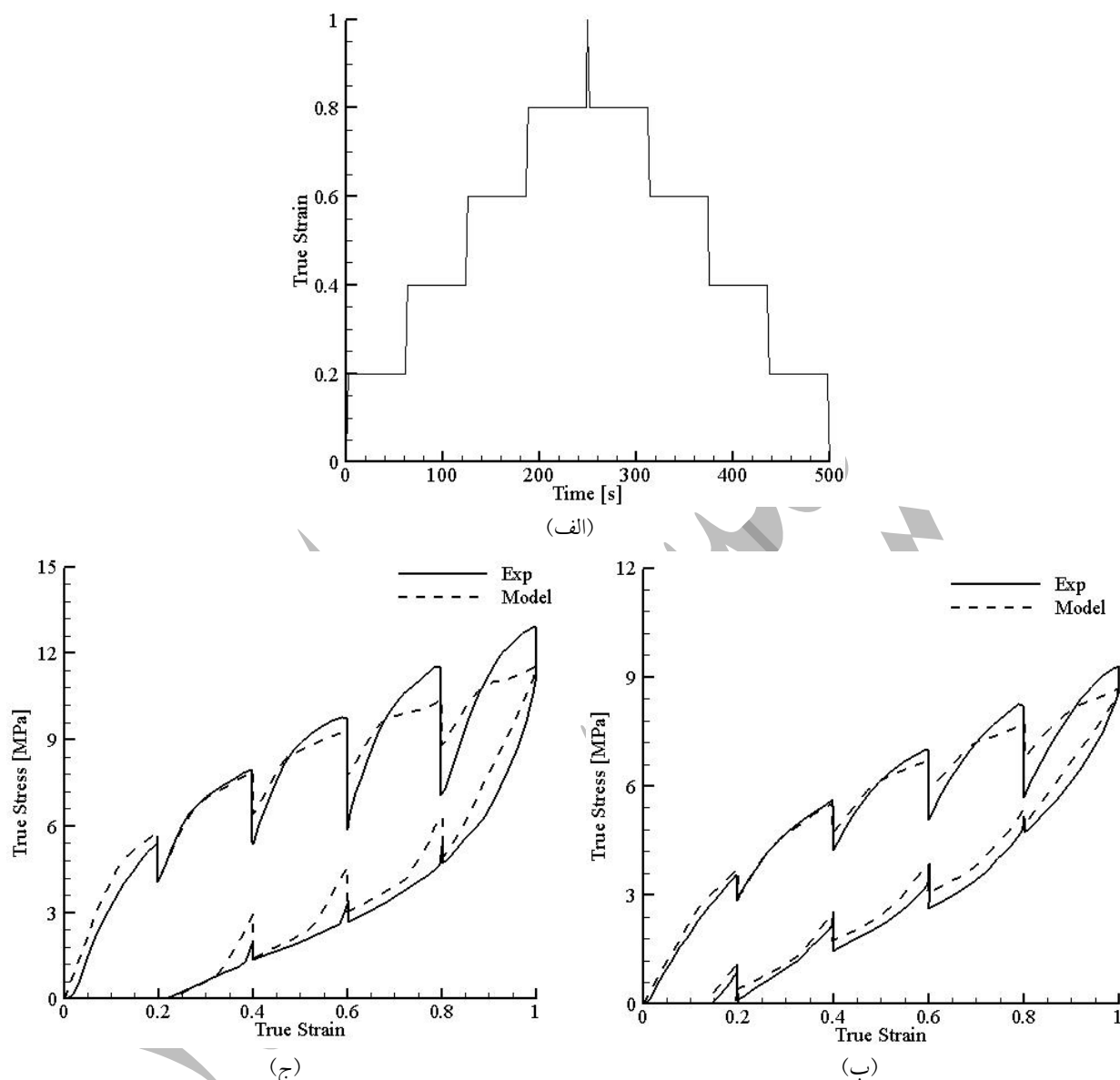
۲.۲.۴ رهايش از تنش

طی چرخه ی بارگذاری و باربرداری در آزمون فشار تک محوره، در صورت توقف آزمون، پاسخ ماده رفتار وابسته به زمان از خود نشان می دهد به گونه ای که با ثابت نگه داشتن کرنش، پدیده ی رهايش از تنش قابل مشاهده خواهد بود. در این مطالعه به منظور بررسی رفتار زمانی TPU و اعتبارسنجی مدل عددی، آزمون رهايش از تنش در خلال چرخه های بارگذاری-باربرداری انجام شد. مطابق نمودار تاریخچه ی کرنش که در شکل ۱۵-الف نشان داده شده است، نمونه تا کرنش بیشینه ۱/۵ با نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه فشرده شد و در کرنش های ۰/۲، ۰/۴، ۰/۶ و ۰/۸ در هر دو مرحله بارگذاری و باربرداری، توقف هایی به مدت ۶۰ ثانیه در کرنش اعمال شد. مطابق شکل ۱۵-ب و شکل ۱۵-ج در مرحله ی بارگذاری، تنش در طی توقف کرنش، کاهش یافت در حالی که در مرحله ی باربرداری، در طول توقف کرنش، افزایش تنش مشاهده شد. مقدار کاهش تنش در هر کرنش به بیش ترین کرنشی که ماده در تاریخچه ی بارگذاری قبلی خود تجربه کرده، بستگی

دارد. جریان ویسکوپلاستیک در مکانیزم الاستیک-ویسکوپلاستیک فاز سخت TPU باعث ایجاد پاسخ های وابسته به زمان و پدیده ی رهايش از تنش می شود. چنین رفتاری، نمایانگر ویژگی های وابسته به زمان مواد الاستومری است که در مطالعات پیشین مورد بررسی و گزارش قرار گرفته است [۱۹]. رفتار رهايش از تنش در هر دو نمونه TPU در هر دو مرحله بارگذاری و باربرداری، به طور قابل قبولی توسط مدل عددی پیش بینی شده است. اختلاف اندک مشاهده شده در نتایج آزمون رهايش از تنش و مدل سازی که با افزایش کرنش نیز مشهود می شود، به دقت مدل های پدیده شناختی در بازنمایی کامل رفتارهای پیچیده ی ویسکولاستیک-پلاستیک در کرنش های بالا و همچنین خطای آزمایش بر می گردد. با این حال با مقایسه ی روند نمودارها، هم در آزمایش ها و هم در مدل سازی ها، می توان به این نتیجه رسید که میزان کاهش تنش در هر یک از مراحل توقف کرنش در نمونه ی TPUSHA90 با محتوای بالاتر فاز سخت نسبت به نمونه ی دیگر، به مراتب بیشتر است. سهم قابل توجه مکانیزم وابسته به زمان، عامل اصلی در ایجاد این کاهش تنش در TPUSHA90 محسوب می شود. بنابراین مقایسه نتایج مدل عددی با آزمایش رهايش از تنش نشان می دهد، مدل ساختاری ارائه شده در این مطالعه توانسته است ویژگی های اصلی رفتار رهايش از تنش را به خوبی توصیف کند.

۳.۲.۴ کشش ساده

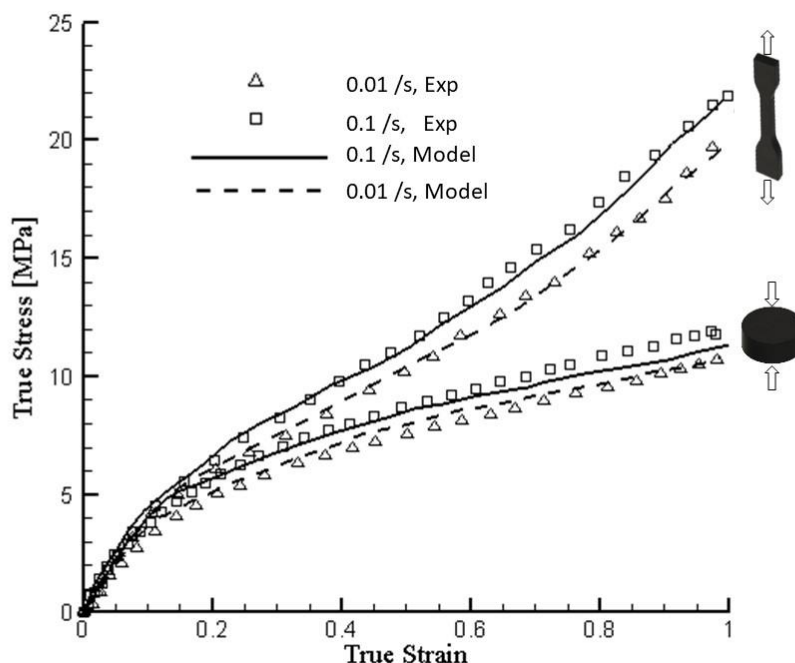
به منظور اعتبارسنجی بیشتر مدل عددی، رفتار تنش-کرنش TPU با درصد فاز بیشتر، در نرخ کرنش های پایین (۰/۱ و ۰/۰۱ بر ثانیه)، شبیه سازی شده است تا توانایی مدل در بازتولید رفتار کشش در نرخ های پایین و همچنین پیش بینی نامتقارنی کشش-فشار که در این دسته از پلیمرها مشاهده شده، بررسی شود. به این منظور نمونه های کشش با استفاده از قالب برشی طبق استاندارد ASTM D638-03 Type IV تهیه و تحت آزمون کشش تک محوره قرار گرفت. شکل ۱۶ نمودار تنش حقیقی-کرنش حقیقی



شکل ۱۵. شرایط و نتایج آزمون رهائش از تنش: الف) تاریخچه کرنش اعمال شده، ب) منحنی تنش-کرنش TPUSHA85 و ج) TPUSHA90

می‌رسد. تنش حقیقی نیز با این فرض که ماده تراکم‌ناپذیر است [۶۲]، از طریق ضرب تنش اسمی در نسبت تغییر طول محاسبه شد. رفتار تنش-کرنش بین کشش تک‌محوره و فشار تک‌محوره، به دلیل تفاوت در نحوه‌ی تغییر جهت‌گیری ساختار شبکه‌ای، نا-مقارن مشاهده شد که این ویژگی توسط مدل عددی به‌خوبی و با دقت قابل قبولی پیش‌بینی شده‌است. در کرنش‌های بزرگ، پاسخ تنش در کشش تک‌محوره بیشتر از مقادیر متناظر در فشار

حاصل از نتایج آزمون کشش و فشار را نشان می‌دهد. شایان ذکر است که کرنش حقیقی به‌صورت لگاریتم مجموع تغییر طول و طول اولیه، تقسیم بر طول اولیه تعریف شد. جابجایی فک متحرک دستگاه به‌عنوان معیار تغییر طول نمونه در نظر گرفته شد، چرا که به دلیل محدودیت‌های متعدد امکان استفاده از اکستنسومتر میسر نبود. با این حال با توجه به ماهیت نرم و انعطاف‌پذیر TPU و نبود لغزش محسوس در محل گیره‌ها، این فرض منطقی به نظر



شکل ۱۶. مقایسه رفتار تنش-کرنش TPU در کشش و فشار طی آزمایش و مدل سازی در نرخ کرنش های مختلف

که به درصد فاز سخت وابسته اند. اثر مولینز به فروپاشی ریزساختاری نسبت داده می شود که در کنار جریان ویسکوپلاستیک در بخش سخت ماده، منشأ اتلاف انرژی قابل توجه در این مواد است.

نتایج نشان دادند که با افزایش درصد فاز سخت، TPU رفتار-های پلاستیکی قوی تر، با اتلاف انرژی بیش تر و بازیابی شکل کم تر نشان می دهد. به طوری که با اعمال کرنش فشاری ۱/۰ پس از هر چرخه بارگذاری-باربرداری، کرنش پسماندی برابر ۰/۱۶ و ۰/۲ به ترتیب برای مواد TPUSHA85 و TPUSHA90 نشان می دهند که حتی تا چند هفته پس از پایان آزمایش هم به طور کامل بازیابی نشدند. در ادامه یک مدل رفتاری هایپرلاستیک-ویسکوپلاستیک برای توصیف رفتار ماده در کرنش های بزرگ در کوپلیمز الاستومری گرمانرم دو فازی TPU با سختی متفاوت، تحت شرایط مختلف بارگذاری و در بازه ای از نرخ کرنش 10^{-3} تا 10^{-1} بر ثانیه ارائه شد. مدل رفتاری بر پایه ویژگی هایی که به صورت تجربی در رفتار مکانیکی TPU مشاهده شده، توسعه یافته است. پاسخ ماکروسکوپی ماده به صورت سهم هایی از اجزای

تک محوره است. با این حال سختی اولیه و تنش تسلیم نیز در حالت کشش و فشار تقریباً یکسان هستند. شکل ۱۶ نشان می دهد که مدل توانایی بسیار خوبی در پیش بینی منحنی های تنش-کرنش کشش تک محوره در نرخ های کرنش ۰/۱ و ۰/۱ بر ثانیه را دارد.

۵. نتیجه گیری

رفتارهای مکانیکی TPU پایه ی پلی استر با نسبت های مختلفی از اجزای سخت و نرم، در کرنش های بزرگ به صورت تجربی و از طریق مدل سازی رفتاری مورد بررسی قرار گرفتند. ویژگی های الاستیک-غیرالاستیک پاسخ تنش-کرنش این TPU ها تحت تغییر شکل های محدود و در شرایط بارگذاری متنوع مشخص شد. نتایج آزمون های فشاری تک محوره نشان داد که TPU ها رفتار مکانیکی پیچیده ای از خود نشان می دهند که وابستگی شدیدی به نرخ کرنش دارد.

این رفتار شامل پدیده های غیرالاستیک از جمله هیستریزس، بازیابی شکل و نرم شدگی ناشی از تغییر شکل (اثر مولینز) است

رفتار ذخیره‌سازی انرژی از طریق توانایی آن در بازنمایی خاصیت بازیابی شکل یا برجهندگی و نیز نرم‌شدگی ماده در بارگذاری مجدد نیز اثبات شد. نتایج اعتبارسنجی نشان داد که مدل عددی ارائه شده در این پژوهش قادر است رفتارهای وابسته به زمان در آزمون‌های رهایش از تنش و آزمون‌های کشش تک‌محوره که در مقالات کی-بویس [۶] و چو [۳۲] بدان پرداخته نشده بود را به‌خوبی پیش‌بینی کند. بنابراین با اطمینان می‌توان گفت چارچوب مدل‌سازی رفتاری ارائه‌شده در این پژوهش را می‌توان برای مدل‌سازی دیگر مواد الاستومری یا دیگر گونه‌های الاستومر گرمانرم که ماهیتی ترکیبی از اجزای پلیمری لاستیکی و شیشه‌ای دارند، نیز گسترش داد.

سخت و نرم تجزیه می‌شود که این تقسیم‌بندی ناشی از ریز-ساختار فاز جداشده‌ی آن است. از این رو فاز نرم بخش تعادلی مستقل از نرخ و فاز سخت قسمت وابسته به نرخ که شامل ویسکوالاستیسیته و ویسکوپلاستیسیته است در نظر گرفته شده- است. مدل پیشنهادی توانسته‌است ویژگی‌های اصلی رفتار دو رده‌ی تجاری TPU پایه پلی‌استر با درصد فاز سخت مختلف، تحت کرنش‌های بزرگ در دمای محیط را پیش‌بینی کند. این مدل قادر است مسیرهای گوناگون اتلاف انرژی از جمله ویسکوالاستیسیته، ویسکوپلاستیسیته و نرم‌شدگی ناشی از تغییر شکل را شناسایی کرده و انرژی ذخیره شده و تلف شده در طول تغییر شکل را به‌خوبی مدل‌سازی کند. موفقیت مدل در بازنمایی

واژه‌نامه

- | | | | |
|----------------------------------|-------------------------------------|----------------------------------|------------------------------|
| 1. Thermoplastic Elastomer (TPE) | 2. Thermoplastic Polyurethane (TPU) | 3. Soft Segment | 4. Isocyanate |
| 5. Chain Extender | 6. Hard Segment | 7. Crosslink | 8. Processed |
| 9. Glassy | 10. Shape Recovery | 11. Framework | 12. Stress Relaxation |
| 13. Arruda-Boyce | 14. Modified Ree-Eyring | 15. ABAQUS | 16. Explicit Solver |
| 17. Yield-like stress-rollover | 18. Strain-softening | 19. Stress Softening | 20. Mullins Effect |
| 21. Rearrangement | 22. Alteration | 23. Dissipated work density | 24. Kröner-Lee decomposition |
| 25. Hencky's logarithmic strain | 26. Kirchoff stress | 27. Padé approximation | 28. Convected stress |
| 29. Mandel stress | 30. Multiplicative decomposition | 31. Flow rule | 32. Plastic flow direction |
| 33. Driving stress | 34. Athermal shear strength | 35. Chain limiting extensibility | 36. Inverse Langevin |
| 37. State variables | 38. Predictor Corrector | 39. Resilience | |

مراجع

- Slater, C., Davis, C., and Strangwood, M., "Compression set of thermoplastic polyurethane under different thermal-mechanical-moisture conditions", *Polymer Degradation and Stability*, Vol. 96, pp. 2139-2144, 2011.
- Holden, G., *Thermoplastic elastomers* (Applied Plastics Engineering Handbook). William Andrew Publishing, 2011.
- Scetta, G., Selles, N., Heuillet, P., Ciccotti, M., and Creton, C., "Cyclic fatigue failure of TPU using a crack propagation approach", *Polymer Testing*, Vol. 97, (107140), pp. 1-9, 2021.
- Petrovic, Z. S. and Ferguson, J., "Polyurethane Elastomers", *Prog. Polym. Sci.*, Vol. 16, pp. 695-836, 1991.
- Christenson, E. M., Anderson, J. M., Hiltner, A., and Baer, E., "Relationship between nanoscale deformation processes and elastic behavior of polyurethane elastomers", *Polymer*, Vol. 46, pp. 11744-11754, 2005.
- Qi, H. J., Boyce, M.C., "Stress-Strain Behavior of Thermoplastic Polyurethane ", *Mechanics of Materials*, Vol. 01, 2005.

7. Ahmadi, E., Forouzan, M. R., and Mosaddegh, P., "Permanent Deformation of Thermoplastic Polyurethane in the Solid-State Rolling Process", *Advances in Polymer Technology*, Vol. 2024.
8. LeMonte, B., "Growing Interest In TPUs For Automobile Design", *Materials and Design*, Vol. 19, pp. 69-72, 1998.
9. Yi, J., Boyce, M. C., Lee, G. F., and Balizer, E., "Large deformation rate-dependent stress-strain behavior of polyurea and polyurethanes", *Polymer*, Vol. pp. 319–329, 2006.
10. Sarva, S. S., Stephanie, D., Boyce, M. C., and Chen, W., "Stress strain behavior of a polyurea and a polyurethane from low to high strain rates", *Polymer*, Vol. 48, pp. 2208-2213, 2007.
11. Prisacariua, C., Buckley, C. P., and Caraculacu, A. A., "Mechanical response of dibenzyl-based polyurethanes with diol chain extension", *Polymer*, Vol. 46 ,pp. 3884–3894, 2005.
12. Russo, R. and Thomas, E. L., "Phase separation in linear and cross-linked polyurethanes", *J Macromol Sci Phys*, Vol. B22, (4), pp. 553-575, 1983.
13. O'sickey, M. j., Lawrey, B. d., and wilkes, G. I., "Structure–Property Relationships of Poly(urethane urea)s with Ultra-low Monol Content Poly(propylene glycol) Soft Segments. I. Influence of Soft Segment Molecular Weight and Hard Segment Content", *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 84, pp. 29–243, 2002.
14. Bartolomé, L., Aurrekoetxea, J., A.Urchequi, M., and Tato, W., "The influences of deformation state and experimental conditions on inelastic behaviour of an extruded thermoplastic polyurethane elastomer", *Materials and Design*, Vol. 49, pp. 974–980, 2013.
15. Miao, Y., HeHe ,and Li, Z., "Strain hardening behaviors and mechanisms of polyurethane under various strain rate loading", *Polym Eng Sci.*, Vol. pp. 1-10, 2020.
16. Scetta, G., Selles, N., Heuillet, P., Ciccotti, M., and Creton, C., "Fatigue cracking of thermoplastic elastomers", *Polymer Testing*, Vol. 97, 2021.
17. Frick, A., Borm, M., Kaoud, N., Kolodziej, J., and Neudeck, J., "Microstructure and thermomechanical properties relationship of segmented thermoplastic polyurethane (TPU)," AIP Conf. proc., 2014.
18. Cho, H ,G, R., Rinaldi, and Boyce, M. C., "Constitutive modeling of the rate-dependent resilient and dissipative large deformation behavior of a segmented copolymer polyurea", Vol. 9, (27), pp. 6319-6330, 2013.
19. Bergstrom, J. and Boyce, M., "Constitutive modeling of the large strain timedependent behavior of elastomers", *J. Mech. Phys. Solids* Vol. 46 (5), pp. 931-954, 1998.
20. Anand, L., Ames, N. M., Srivastava, V., and Chester, S. A., "A thermo-mechanically coupled theory for large deformations of amorphous polymers. Part I: formulation", Vol. 25, (8), pp. 1474-1494, 2009.
21. Boyce, M. C., Parks, D. M., and Argon, A. S., "Large inelastic deformation of glassy polymers. Part I: rate dependent constitutive model", *Mech. Mater.*, Vol. 7, (1), pp. 15-33, 1988.
22. Mulliken, A. and Boyce, M., "Mechanics of the rate-dependent elasticeplastic deformation of glassy polymers from low to high strain rates", *Int. J. Solids Struct.*, Vol. 43, (5), pp. 1331-1356, 2006.
23. Wang, Y. and Arruda, E. M., "Constitutive Modeling of a Thermoplastic Olefin Over a Broad Range of Strain Rates", *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 128, pp. 551-558, 2006.
24. Yu, Z. Q., Maa, Q., Su, X. M., Lai, X. M., and Tibbenham, P. C., "Constitutive modeling for large deformation behavior of thermoplastic olefin", *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 1881–1886, 2010.
25. Parenteau, T., Bertevas, E., Ausias, G., Stoczek, R., Grohens, Y., and Pilvin, P., "Characterisation and micromechanical modelling of the elasto-viscoplastic behavior of thermoplastic elastomers", *Mechanics of Materials*, Vol. 71, pp. 114–125, 2014.
26. C.Boyce, M., Kearb, K., Socratea, S., and Shawa, K., "Deformation of thermoplastic vulcanizates", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 49, pp. 1073 -1098, 2001
27. Somarathna, H. M. C. C., Raman, S. N., Mohotti, D., Mutalib, A. A., and Badri, K. H., "Hyper-viscoelastic constitutive models for predicting the material behavior of polyurethane under varying strain rates and uniaxial tensile loading ,"*Construction and Building Materials*, Vol. 236, 2020.
28. Mohotti, D., Ali, M., Ngo, T., Lu, J., and Mendis, P., "Strain rate dependent constitutive model for predicting the material behaviour of polyurea under high strain rate tensile loading", *Materials and Design*, Vol. 53, pp. 830-837, 2014.

29. Shim, J. and Mohr, D., "Rate dependent finite strain constitutive model of polyurea", *International Journal of Plasticity*, Vol. 27, pp. 868–886, 2011.
30. Nikoukalam, M. T. and Sideris, P., "Experimental characterization and constitutive modeling of polyurethanes for structural applications, accounting for damage, hysteresis, loading rate and long term effects", *Engineering Structures*, Vol. 198, 2019.
31. Bai, Y., Liu, C., Huang, G., Li, W., and Feng, S., "A Hyper-Viscoelastic Constitutive Model for Polyurea under Uniaxial Compressive Loading", *Polymer*, Vol. 8, 2016.
32. Cho, H., Mayer, S., Poselt, E., Susoff, M., Veld, P.J.I., Rutledge, G.C., Boyce, M.C., "Deformation mechanisms of thermoplastic elastomers: Stress-strain behavior and constitutive modeling", *Polymer* Vol. 128, pp. 87-99, 2017.
33. Idrissa, A. K. M., Wang, K., Ahzi, S., Patlazhan, S., Rémond, Y., "A composite approach for modeling deformation behaviors of thermoplastic polyurethane considering soft-hard domains transformation", Vol. 2017.
34. Wang, Y., Luo, W., Huang, J., Peng, C., Wang, H., Yuan, C., Chen, G., Zeng, B., and Dai, L., "Simplification of Hyperelastic Constitutive Model and Finite Element Analysis of Thermoplastic Polyurethane Elastomers", *Macromol. Theory Simul*, Vol. pp. 1-12, 2020.
35. Bartolomé, L., aginagalde, A., martínez, A. B., urchegui, M. A., and tato, W., "Experimental characterization and modelling of large strain viscoelastic behavior of thermoplastic polyurethane elastomer", *Rubber chemistry and technology*, Vol. 86, (1), pp. 146–164, 2013.
36. Reyes, S. I., Vassiliou, M. F., and Konstantinidis, D., "Experimental characterization and constitutive modeling of thermoplastic polyurethane under complex uniaxial loading", *J Mech. Phys. Solids*, Vol. 186, 2024.
37. <http://www.dgxionglin-tpufilm.com>
38. Drobny, J. G., *Handbook of Thermoplastic Elastomers*. William Andrew Publishing, 2007.
39. Indukuri, K. K. "Deformation characteristics of thermoplastic elastomers". PhD ,University of Massachusetts Amherst, 2006 .
40. Mullins, L., "Softening of rubber by deformation", *Rubber Chem. Technol*, Vol. 42, (1), pp. 339-362, 1969.
41. Mullins, L. and Tobin, N. R., "Theroretical model for the elastic behavior of filler-reinforced vulcanized rubbers," Third Rubber Technology Conference, London, 1956.
42. Marckmann, G., Verron, E., Gornet, L., Chagnon, G., Charrier, P., and Fort, P., "A theory of network alteration for the Mullins effect", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 50, pp. 2011 – 2028, 2002.
43. Rinaldi, R., Boyce, M., Weigand, S., Londono, D., and Guise, M., "Microstructure evolution during tensile loading histories of a polyurea", *J. Polym. Sci. Part B Polym. Phys.*, Vol. 49, (23), pp. 1660-1671, 2011
44. Rinaldi, R., Hsieh, A., and Boyce, M., "Tunable microstructures and mechanical deformation in transparent poly (urethane urea) s", *J. Polym. Sci. Part B Polym. Phys.*, Vol. 49, (2), pp. 123-135, 2011.
45. Mullins, L. and Tobin, N., "Stress softening in rubber vulcanizates. Part I. Use of a strain amplification factor to describe the elastic behavior of filler-reinforced vulcanized rubber", *J. Appl. Polym. Sci.*, Vol. 9, (9), pp. 2993-3009, 1965.
46. Castagna, A. M., Pangon, A., Choi, T., Dillon, G. P. , and Runt, J., "The role of soft segment molecular weight on microphase separation and dynamics of bulk polymerized polyureas", *Macromolecules*, Vol. 45, (20), pp. 8438-8444, 2012.
47. Bonart, R., Morbitzer, L., and Hentze, G., "X-ray investigations concerning the physical structure of cross-linking in urethane elastomers. II. Butanediol as chain extender", *Macromol. Sci., Phys.*, Vol. 3, pp. 337-356, 1969.
48. Eyring, H., "Viscosity, plasticity, and diffusion as examples of absolute reaction rates", *J. Chem. Phys.*, Vol. 4, (4), pp. 283-291, 1936.
49. Ree, T. and Eyring, H., "Theory of non-newtonian flow. I. Solid plastic system", *J. Appl. Phys.*, Vol. 26, (7), pp. 793-800, 1955.
50. Lee, E., "Elastic–plastic deformation at finite strains ," *J Appl Mech*, Vol.36 ,pp. 1-6, 1969.
51. Boyce, M. C., Weber, G., and Parks, D. M., "On the kinematics of finite strain plasticity," *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 37, (5), pp. 647-665, 1989.

52. Gurtin, M. E. and Anand, L., "The decomposition $F = F_e F_p$, material symmetry and plastic irrationality for solids that are isotropic-viscoplastic or amorphous", *Int. J. Plasticity*, Vol. 21, (9), pp. 1686-1719, 2005.
53. Tømmernes, V. "Implementation of the Arruda-Boyce Material Model for Polymers in Abaqus". MSc Thesis, Norwegian University of Science and Technology, Department of Structural Engineering, 2014.
54. Tomaš, I., Cisilino, A. P., and Frontini, P. M., "Accurate, efficient and robust explicit and implicit integration schemes for the arruda-boyce viscoplastic model", *Mecánica Computacional*, Vol. XXVII, 2008.
55. Arif, A. F. M., Pervez, T., and Mughal, M. P., "Performance of a finite element procedure for hyperelastic-viscoplastic large deformation problems", *Finite Elements in Analysis and Design*, Vol. 34, pp. 89-112, 2000.
56. Arruda, E. M. and Boyce, M. C., "A three-dimensional constitutive model for the large stretch behavior of rubber elastic materials", *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 41, (2), pp. 389-412, 1993.
57. Cohen, A., "A Pade approximant to the inverse Langevin function", *Rheol. Acta*, Vol. 30, (3), pp. 270-273, 1991.
58. Miehe, C. and Keck, J., "Superimposed finite elastic-viscoelastic-plastoelastic stress response with damage in filled rubbery polymers. Experiments, modelling and algorithmic implementation", *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 48, (2), pp. 323-365, 2000.
59. Qi, H. and Boyce, M., "Constitutive model for stretch-induced softening of the stress-stretch behavior of elastomeric materials", *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 52, (10), pp. 2187-2205, 2004.
60. Argon, A., "A theory for the low-temperature plastic deformation of glassy polymers", *Philos. Mag.*, Vol. 28, (4), pp. 839-865, 1973.
61. Weber, G. and Anand, L., "Finite deformation constitutive equations and a time integration procedure for isotropic hyperelastic-viscoplastic solids", *Computer methods in applied mechanics and engineering*, Vol. 79, pp. 173-202, 1990.
62. Bergstrom, J. S., *Mechanics of Solid polymers :Theory and Computational Modeling*. William Andrew, 2015.