



بررسی تجربی و شبیه‌سازی اعوجاج پلی‌آمید ۶ بر اساس رفتار ترمومکانیکی بدست آمده از تست کشش تک‌محوره

امید ایزدی، پیمان مصدق*

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

تاریخچه داوری:

دریافت: ۱۳۹۷-۰۸-۰۶
بازنگری: ۱۳۹۷-۰۹-۳۰
پذیرش: ۱۳۹۷-۱۱-۱۵
ارائه آنلاین: ۱۳۹۷-۱۱-۲۴

کلمات کلیدی:

رفتار ترمومکانیکی
ویسکوالاستیک
اعوجاج
پلی‌آمید ۶

خلاصه: این تحقیق به بررسی رفتار وابسته به زمان پلی‌آمید ۶ و همچنین بررسی مدل کلی ماکسول جهت بیان این رفتار می‌پردازد. به همین منظور، نمونه‌های کشش توسط قالب‌گیری تزریق پلاستیک ساخته و براساس آزمایش‌هایی از تنش، مورد آزمایش قرار می‌گیرند. همچنین برای بررسی تاثیر دمای قالب بر خواص وابسته به زمان این پلیمر، دو نمونه با دماهای قالب مختلف ساخته و مورد آزمایش قرار می‌گیرند. در پایان برای اعتبارسنجی مدل کلی ماکسول برای بیان درست رفتار وابسته به زمان پلیمر، یک شبیه‌سازی به روش المان محدود با ارتباط دو نرم‌افزار مولدفلو و آباکوس انجام گردیده که میزان اعوجاج نمونه حاصل از ضرایب استخراج شده از این مدل با میزان اعوجاج نمونه در عمل مقایسه می‌گردد. نتایج نشان می‌دهد که دمای قالب اثر کمی بر خواص وابسته به زمان این پلیمر دارد و همچنین مقایسه میزان اعوجاج نمونه بین شبیه‌سازی و تجربی که اختلاف ۱۳ درصد با هم دارند، نشان می‌دهد که مدل کلی ماکسول به خوبی رفتار وابسته به زمان پلی‌آمید ۶ را بیان می‌کند. لذا با توجه به اعتبارسنجی شبیه‌سازی با نمونه تجربی، این شبیه‌سازی می‌تواند جهت پیش‌بینی میزان اعوجاج نمونه و بررسی اثر پارامترهای فرآیندی مختلف بر رفتار آن قبل از تولید و صرف هزینه، استفاده گردد.

۱- مقدمه

بررسی خواص گرمایی-مکانیکی مواد برای طراحی محصولات جدید امری ضروری می‌باشد. یکی از این مواد، پلیمرهای گرمانرم به‌ویژه پلیمرهای نیمه‌بلوری می‌باشند. این پلیمرها به دلیل داشتن ویژگی‌های ذاتی، به طور گسترده در حال جایگزینی در صنایع از جمله خودروسازی و داروسازی می‌باشند. اکثر پلیمرهای گرمانرم نزدیک دمای انتقال شیشه‌ای خود مواد ویسکوالاستیک هستند و هنگامی که تحت تنش و یا کرنش قرار می‌گیرند، رفتاری وابسته به زمان از خود نشان می‌دهند. از این‌رو بررسی خواص وابسته به زمان مواد پلیمری یک دغدغه اساسی می‌باشد. تحقیقاتی در این زمینه انجام گرفته است و تئوری ویسکوالاستیک خطی برای بیان رفتار ماده در این تحقیقات استفاده شده است [۱]. دو آزمایش‌هایی از تنش^۱ و خزش^۲ برای بررسی رفتار وابسته به زمان پلیمرها به کار می‌رود.

در آزمایش خزش، افزایش کرنش پلیمر بر حسب زمان طی یک بارگذاری ثابت اندازه‌گیری می‌شود، در حالی که در آزمایش‌هایی از تنش، میزان کاهش تنش پلیمر بر حسب زمان طی یک کرنش ثابت بررسی می‌شود [۲].

رفتار گرمایی-مکانیکی مواد پلیمری بستگی به عواملی همچون درجه بلورینگی، وزن مولکولی و نرخ کرنش دارد. مدل‌های بسیاری تا به اکنون برای پیش‌بینی رفتار ویسکوالاستیسیته مواد پلیمری ارائه شده است [۳]. مدل‌هایی از ترکیب فنر و دمپرهای خطی و غیرخطی برای بیان رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی پلیمرها ارائه شده است [۴-۷]. همچنین مدل‌های دیگری توسط پژوهشگران برای بیان رفتار الاستیک-ویسکوپلاستیک مواد پلیمری نیز ارائه شده است [۸-۱۰]. به عنوان مثال، کرایری^۳ و همکاران [۱۱] مدلی ویسکوالاستیک-ویسکوپلاستیک برای رفتار پلیمرهای گرمانرم ارائه کردند. همچنین گودیمتلا و دقری^۴ [۱۲] مدلی ویسکوالاستیک-ویسکوپلاستیک برای

- 1 Stress Relaxation
- 2 Creep

* نویسنده عهده‌دار مکاتبات: mosadegh@cc.iut.ac.ir

3 Krairi

4 Gudimetla and Doghri

حقوق مؤلفین به نویسندگان و حقوق ناشر به انتشارات دانشگاه امیرکبیر داده شده است. این مقاله تحت لایسنس آفرینندگی مردمی (Creative Commons License) در دسترس شما قرار گرفته است. برای جزئیات این لایسنس، از آدرس <https://www.creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/legalcode> دیدن فرمائید.



تأثیر دمای قالب بر خواص وابسته به زمان این نوع پلیمر، دو نمونه با ماهای قالب مختلف ساخته شد و مورد آزمایش قرار گرفت. از طرف دیگر برای بیان رفتار وابسته به زمان پلی آمید^۶ از مدل کلی ماکسول^۷ استفاده گردید. در پایان برای اعتبارسنجی مدل کلی ماکسول برای بیان درست رفتار وابسته به زمان پلیمر، یک شبیه‌سازی از لحظه‌ای که ماده مذاب درون قالب تزریق می‌شود تا لحظه خروج قطعه از قالب و سرد شدن در محیط به کمک لینک دو نرم‌افزار مولدفلو و آباکوس صورت گرفته است. در نهایت میزان اعوجاج پلیمر حاصل از شبیه‌سازی که با استفاده از ضرایب استخراج شده از مدل کلی ماکسول صورت گرفته، با میزان اعوجاج نمونه در عمل مقایسه گردید. از سوی دیگر، با توجه به اعتبارسنجی این شبیه‌سازی با نمونه تجربی، این تحقیق یک روش به منظور پیش‌بینی میزان اعوجاج نمونه که در مرحله مونتاژ می‌تواند مشکل آفرین باشد و همچنین به منظور بررسی اثر پارامترهای فرآیندی مختلف بر آن قبل از تولید و صرف هزینه، ارائه می‌نماید.

۲- خواص ویسکوالاستیک خطی

سیالات ویسکوالاستیک خاصیت ویسکوز بودن و خاصیت الاستیک آنی را بطور همزمان دارا هستند. در یک جامد الاستیک ایده‌آل، رابطه بین تنش و کرنش مستقل از زمان است ولی در یک ماده ویسکوالاستیک، تنش لازم برای حفظ یک کرنش ثابت به مرور کاهش می‌یابد. پلیمرهای گرم‌نرم در منطقه دمایی بالاتر از دمای انتقال شیشه‌ای^۸ خود، موادی ویسکوالاستیک هستند، یعنی خواص مکانیکی آن‌ها ترکیبی از دو نوع رفتار سیال ویسکوز و جامد الاستیک می‌باشد. بنابراین اگر خمیر پلیمری تحت تنش قرار گیرد، رفتار سیال ویسکوز (که انرژی را هدر می‌دهد) و تغییر مکان الاستیک (که انرژی را ذخیره می‌کند) را از خود نشان می‌دهد [۲۲].

۲-۱- روابط حاکم بر رفتار ویسکوالاستیک

مدل‌های مختلفی تا به اکنون جهت مدل‌سازی رفتار ویسکوالاستیک خطی مواد پلیمری ارائه شده است که در آن‌ها برای نشان دادن رفتار الاستیک ماده از یک فنر خطی و رفتار ویسکوز از یک دمپر خطی مطابق شکل ۱ استفاده می‌شود [۲۳]. این مدل‌ها

پلیمرها ارائه کردند. تحقیقاتی نیز برای ارائه مدل ویسکوالاستیک و یا ویسکوهاییپوالاستیک برای مواد پلیمری ارائه شده است [۱۳ و ۱۴]. برای مثال اسپاتیس و کنتو^۱ [۱۵] مدلی ویسکوالاستیک برای پلیمرها و کامپوزیت پلیمری ارائه کردند

از طرف دیگر، مدل‌هایی برای مواد نیمه‌بلوری ارائه شده‌اند که بر مبنای ترکیب تئوری رفتاری قسمت‌های بلوری و بی‌شکل^۲ پلیمر می‌باشد. اولین مدل‌ها در این زمینه توسط بویس^۳ و همکاران [۱۶] ارائه گردید و پس از آن محققان بسیاری، این مدل را براساس ماده مورد تحقیق خود بهبود دادند [۷، ۱۷، ۱۸].

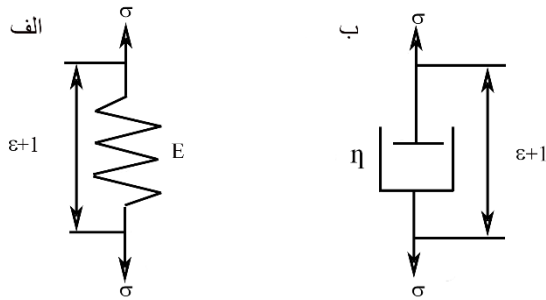
بسیاری از تحقیقات نیز در جهت بررسی پارامترهای مختلف بر خواص ویسکوالاستیک ماده پلیمری بصورت تجربی انجام گرفته است. به عنوان نمونه، استارکوا^۴ و همکاران [۱۹] تأثیر دما، رطوبت و نرخ کرنش را بر رفتار ویسکوالاستیک خطی پلی‌آمید^{۶۶} بررسی کردند. از طرفی تحقیقات گسترده‌ای بر روی خواص پلی‌آمید^۶ صورت گرفته است و مانو و ویانا^۵ [۲۰] بر روی تأثیر نرخ کرنش و دما در آزمایش کشش بر روی دمای انتقال شیشه‌ای پلی‌آمید^۶ و شان^۶ و همکاران [۲۱] اثر دما و نرخ کرنش را بر روی رفتار کششی پلی‌آمید^۶ بررسی کردند.

همان‌طور که از تحقیقات مشخص است، کمتر به بررسی رفتار ویسکوالاستیک پلی‌آمید^۶ پرداخته شده است و از این‌رو نیاز به بررسی رفتار وابسته به زمان و همچنین تأثیر پارامترهای مختلف بر روی رفتار این نوع پلیمر حس می‌شود. همچنین اکثر کارهای صورت گرفته بصورت تجربی بوده که هزینه‌بر هستند و شبیه‌سازی که بتوان از آن برای پیش‌بینی اثر پارامترهای مختلف بر رفتار ماده قبل از تولید و صرف هزینه زیاد کمک گرفت، صورت نگرفته است. بنابراین هدف از این تحقیق، بررسی رفتار وابسته به زمان پلی‌آمید^۶ و همچنین بررسی مدل ارائه شده برای بیان این رفتار می‌باشد. برای دستیابی به این هدف، در ابتدا نمونه کشش از جنس این نوع پلیمر توسط قالب‌گیری تزریق پلاستیک ساخته شد و سپس بر اساس آزمایش‌هایی از تنش، نمونه مورد آزمایش قرار گرفت. همچنین برای بررسی

- 1 Spathis and Kontou
- 2 Amorphous
- 3 Boyce
- 4 Starkova
- 5 Mano and Viana
- 6 Shan

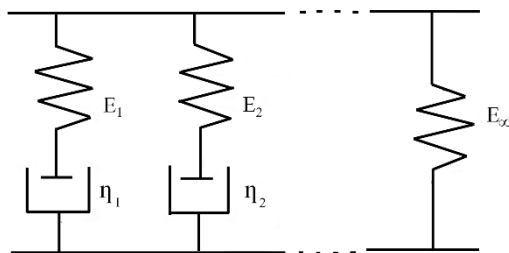
7 Generalized Maxwell Model

8 Glass Transition Temperature



شکل 1: مدل (الف) فنر و (ب) دمپر، برای نشان دادن به ترتیب رفتار الاستیک و ویسکوز

Fig. 1: Spring and dashpot to show elastic and viscous behavior



شکل 2: مدل کلی ماکسول

Fig. 2: Generalized Maxwell model

۲-۲- برهم‌نهی زمان-دما^۱ در پلیمرها

رفتار تنش-کرنش مواد پلیمری به زمان و دما وابسته است. با افزایش دما نمی‌توان گفت که مقدار کاهش مدول پلیمر چقدر است. با استفاده از روش برهم‌نهی زمان-دما می‌توان به این مهم دست یافت که این امکان با استفاده از تعریف یک ضریب انتقال^۲ (a_T) برای پلیمرها امکان‌پذیر است. ویلیامز و همکاران [۲۵] رابطه‌ای تجربی برای این ضریب انتقال یافتند که بصورت رابطه (۸) می‌باشد.

$$\log a_T = -\frac{C_1(T - T_{ref})}{C_2 + (T - T_{ref})} \quad (8)$$

رابطه (۸) به رابطه ویلیامز-لاندل-فری (دبلیو-اِل-اِف)^۳ مشهور است که در این رابطه C_1 و C_2 اعدادی ثابت و T_{ref} دمای مرجع است. اگر دمای مرجع برابر دمای انتقال شیشه‌ای پلیمر انتخاب شود، برای اکثر پلیمرها $C_1 = 17/4$ و $C_2 = 51/6$ می‌باشد [۲۵]. در این تحقیق نیز همین ضرایب جهت شبیه‌سازی استفاده شده است. همچنین برای بدست آوردن دمای انتقال شیشه‌ای پلی‌آمید مورد

بسته به نحوه ترکیب این فنر و دمپر با هم متفاوت هستند که یکی از کامل‌ترین مدل‌ها مدل کلی ماکسول می‌باشد که نحوه ترکیب فنر و دمپر در این مدل در شکل ۲ نشان داده شده است.

در این مدل تنش کل برابر با مجموع تنش‌های جزءهای فنر و دمپر و تنش مربوط به فنر E_∞ تعریف می‌گردد.

$$\sigma = \sum_{i=1}^n \sigma_i \quad (1)$$

$$\sigma(t) = (E_\infty + \sum_{i=1}^n E_i e^{-\frac{t}{\tau_i}}) \epsilon_0 \quad (2)$$

$$E(t) = (E_\infty + \sum_{i=1}^n E_i e^{-\frac{t}{\tau_i}}) \quad (3)$$

در رابطه (۳) E_∞ شیب نهایی در آزمایش رهایش از تنش، ϵ_0 کرنش اولیه، E_i ثابت فنر مربوط به مدل‌های ماکسول، σ_i تنش هر یک از المان‌های ماکسول و τ_i ثابت زمانی دارای مقدار $\frac{\eta_i}{E_i}$ هستند. η_i ثابت دمپر مربوط به مدل‌های ماکسول می‌باشد.

همچنین در نرم‌افزار آباکوس مدول برشی بی‌بعد $g_R(t)$ مدول بی‌بعد شده حجمی $K_R(t)$ به صورت سری پرونی و به ترتیب از طریق روابط (۴) و (۵) بیان می‌گردند که در این روابط g_i و τ_i ثوابت سری پرونی مدول برشی هستند [۲۴] و از طریق آزمایش بدست می‌آیند. برای بدست آوردن مدول برشی و مدول حجمی از طریق مدول رهایی از تنش می‌توان با فرض ثابت بودن ضریب پواسون از روابط (۶) و (۷) استفاده کرد. در این تحقیق از مدل کلی ماکسول جهت مدل‌سازی رفتار ویسکوالاستیک ماده استفاده شده است.

$$g_R(t) = 1 - \sum_{i=1}^n g_i (1 - e^{-\frac{t}{\tau_i}}) \quad (4)$$

$$K_R(t) = 1 - \sum_{i=1}^n K_i (1 - e^{-\frac{t}{\tau_i}}) \quad (5)$$

$$G(t) = \frac{E(t)}{2(1+\nu)} \quad (6)$$

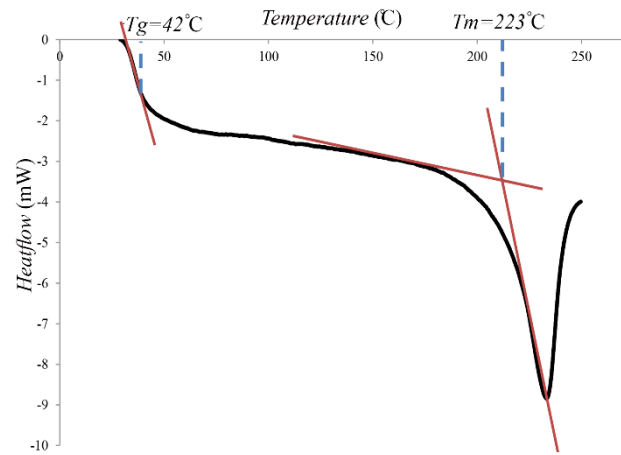
$$K(t) = \frac{E(t)}{3(1-2\nu)} \quad (7)$$

- 1 Time-Temperature Superposition Principle
- 2 Shift Factor
- 3 Williams, Landel, Ferry

جدول ۱: برخی از خواص پلی آمید ۶ [۲۷]

Table 1: Properties of PA6

اندازه	کمیت
۲۹۱۰ MPa	مدول الاستیک
$0.26 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$	ضریب هدایت الکتریکی
۰/۳۸۶	ضریب پواسون
۲۸۰-۲۳۰ °C	دمای مذاب
1100 kg/m^3	چگالی حالت جامد
$8/15 \times 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$	ضریب انبساط حرارتی
$1660 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$	ظرفیت گرمایی ویژه

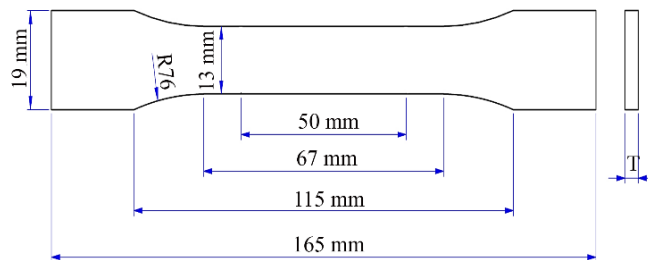


شکل ۳: آزمایش کالیمتری تفاضلی روبشی انجام شده بر روی پلی آمید ۶

Fig. 3: DSC test carried out on PA6

شکل کلی نمونه و ابعاد و اندازه‌ها در شکل ۴ نشان داده شده است. ضخامت نمونه‌های ساخته شده نیز برابر ۴ میلی‌متر می‌باشد. برای تولید نمونه‌های پلیمری از جنس پلی‌آمید، ابتدا قالبی براساس ابعاد نوع ۱ استاندارد ذکر شده در قبل طراحی و ساخته شده که در شکل ۵ بصورت شماتیک نشان داده شده است. این قالب بر روی دستگاه تزریق پلاستیک ۸۸ تن و با ظرفیت ۱۱۰ گرم پلی‌استایرن نصب شد. برخی از مشخصات این ماشین در جدول ۲ آورده شده است.

پلی‌آمید پلیمری است که به شدت جاذب رطوبت هوا است و این امر باعث تغییر و تفاوت خواص این پلیمر در حالت خشک و در حالت دارای رطوبت می‌شود، بنابراین در این تحقیق برای حل این مشکل، مواد اولیه پلیمری قبل از تزریق رطوبت‌زدایی شدند. رطوبت‌زدایی به این صورت انجام گرفت که مواد اولیه در دستگاه رطوبت‌زدای نصب شده بر روی دستگاه تزریق به مدت ۲/۵ ساعت در دمای ۸۲ درجه سانتی‌گراد قرار داده شدند. نحوه انتخاب مقدار دما و مقدار زمان



شکل ۴: هندسه نمونه تست کشش براساس استاندارد آ.اس.تی.ام-۶۳۸ دی

Fig. 4: Tensile specimen geometry in line with ASTM-D638

استفاده در این تحقیق از آزمایش کالوریمتری تفاضلی روبشی^۱ استفاده شده است. نمودار حاصل از این آزمایش در شکل ۳ نشان داده شده است. این آزمایش با نرخ $30 \text{ }^\circ\text{C/min}$ براساس تحقیق استینمان^۲ صورت گرفت [۲۶]. همان‌طور که از شکل ۳ قابل مشاهده است دمای انتقال شیشه‌ای برای این گرید از پلی‌آمید برابر با 43°C بدست آمد همچنین دمای مذاب برابر با 223°C می‌باشد.

۳- مواد و روش تولید نمونه‌ها

۳-۱- مواد

جنس پلیمر مورد استفاده در این تحقیق پلی‌آمید ۶ از شرکت دی.اس.ام^۳ هلند می‌باشد. این پلیمر گرمانرم بصورت نیمه‌بلور می‌باشد. پلی‌آمیدیک پلیمر مهندسی است و کاربرد زیادی در صنعت خودروسازی دارد. گرید انتخابی این پلیمر، آکولن اف ۲۲۳-دی^۴ می‌باشد. در جدول ۱ برخی از خواص این گرید پلی‌آمید ارائه شده است.

۳-۲- روش تولید نمونه

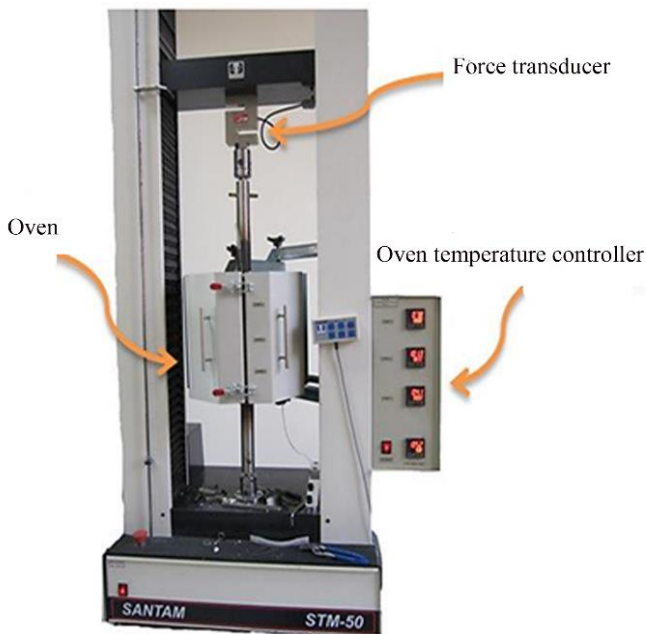
برای استخراج خاصیت ویسکوالاستیک در این تحقیق از آزمایش‌های از تنش استفاده شده است. در این تحقیق ابتدا نمونه‌هایی براساس نوع ۱ استاندارد آ.اس.تی.ام-دی ۶۳۸^۵ [۲۸] تولید شدند.

- 1 Differential Scanning Calorimeter (DSC)
- 2 Steinmann
- 3 DSM
- 4 Akulon F223-D
- 5 ASTM-D638

جدول ۳: پارامترهای تزریق مورد استفاده برای ساخت نمونه‌ها

Table 3: Injection parameters used to manufacture the specimens

مقدار	پارامتر
۱/۵ ثانیه	زمان تزریق
۲۵۵ سانتی‌گراد	دمای مذاب پلیمر
۲۵ ثانیه	زمان خنک‌کاری
۸۰ مگاپاسکال	فشار نگهداری
۱۲ ثانیه	زمان فشار نگهداری

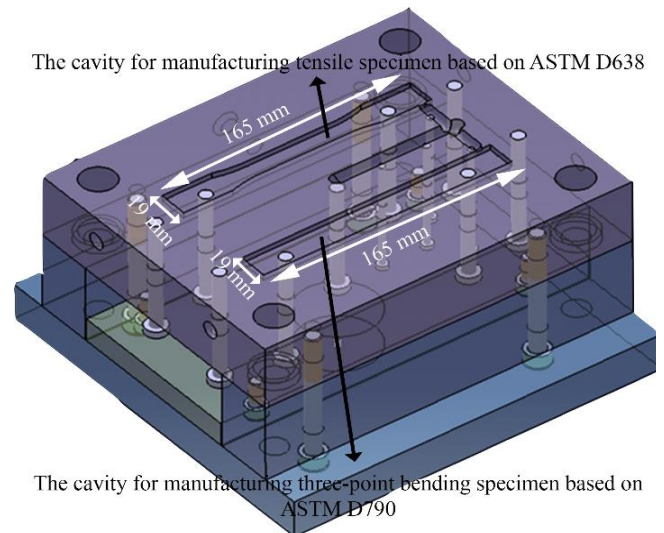


شکل ۶: ماشین کشش تک محوره استفاده شده برای آزمایش رهایی از تنش

Fig. 6: Uniaxial tensile machine used for stress relaxation test

۱۰۰۰ کیلوگرم-نیرو می‌باشد. نمایی از دستگاه آزمایش رهایی از تنش شرکت سنتام در شکل ۶ نشان داده شده است. دمای انجام آزمایش رهایی از تنش 100 ± 3 درجه سانتی‌گراد انتخاب شد که پلیمر تقریباً ۵۰ درجه سانتی‌گراد بالاتر از دمای انتقال شیشه‌ای خود می‌باشد و دارای خواص ویسکوالاستیک می‌باشد.

در آزمایش رهایی از تنش ابتدا نمونه با سرعت ۲۰۰ میلی‌متر بر دقیقه تا ایجاد کشش اولیه ۲۵ میلی‌متر کشیده و بعد از آن نمونه به مدت ۵۰ دقیقه در همین حالت نگه داشته شد و در طول زمان آزمایش، نیرو بر حسب زمان توسط دستگاه ثبت شد. شکل ۷ نمونه مورد آزمایش را قبل و بعد از آزمایش نشان می‌دهد.



شکل ۵: قالب استفاده شده برای ساخت نمونه‌ها

Fig. 5: The mold used to manufacture the specimens

جدول ۲: مشخصات ماشین دستگاه تزریق

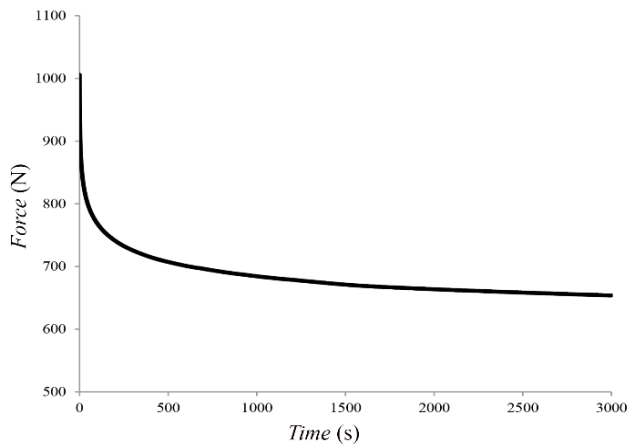
Table 2: Injection molding machine specification

اندازه	کمیت
۳۷ میلی‌متر	قطر ماردون
۱۷۳ مگاپاسکال	بیشینه فشار تزریق
۰/۲ ثانیه	سرعت پاسخ‌گویی هیدرولیک
۸۸ تن	تناژ دستگاه
۱۲۶ میلی‌متر	کورس ماردون
۱۰	نسبت تشدید

قرارگیری مواد اولیه در این دما براساس جدول پیشنهادی بر روی خود دستگاه رطوبت‌زدا بوده است. همچنین پس از تزریق پلی‌آمید و ساخت نمونه‌ها، باز هم برای جلوگیری از رطوبت گرفتن آن‌ها، نمونه‌ها درون ظرف دسیکاتور نگهداری شدند. این ظرف مانع از ورود هوا به داخل آن شده و کف ظرف نیز حاوی سیلیکاژن می‌باشد که رطوبت موجود در ظرف را جذب می‌کند. جدول ۳ نیز پارامترهای تنظیم شده بر روی دستگاه جهت تولید نمونه را ارائه می‌دهد.

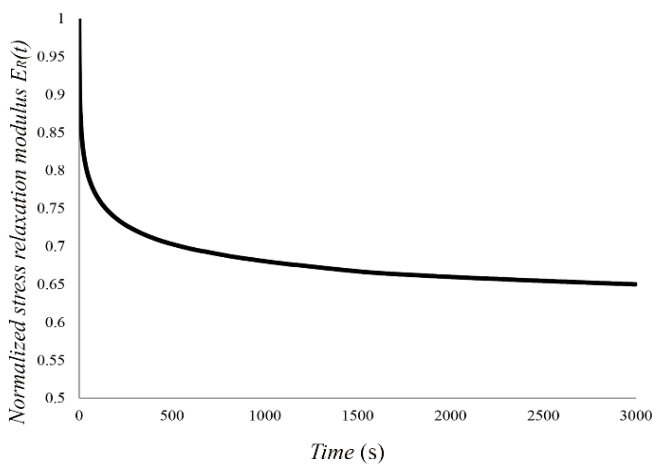
۳-۳- روش تولید نمونه

برای انجام آزمایش رهایی از تنش از دستگاه تست کشش (ساخت شرکت سنتام، مدل اس.تی.ام-۵۰^۱) استفاده شد. این دستگاه برای اندازه‌گیری نیرو از یک نیروسنج استفاده می‌کند که دارای ظرفیت



شکل ۹: نمودار میانگین حاصل از آزمایش رهایی از تنش

Fig. 9: The mean plot obtained from stress relaxation test

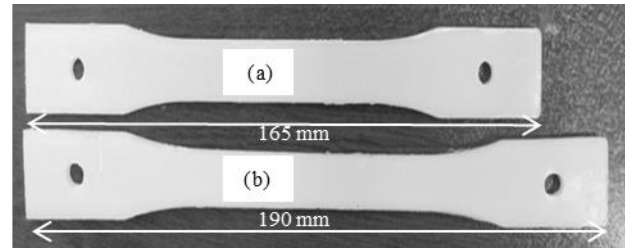


شکل ۱۰: مدول رهایی از تنش بی بعد شده بر حسب زمان

Fig. 10: Normalized stress relaxation modulus VS time

تنش را برای نمونه‌ای که با دمای قالب ۲۵ درجه تولید شده بود و شکل (ب) سه بار تکرار همین آزمایش را این بار برای نمونه تولیدی با دمای قالب ۱۰۰ درجه، را نشان می‌دهد. طبق این شکل، نتایج از تکرارپذیری قابل قبولی برخوردار هستند. شکل ۹ نیز نمودار میانگین آزمایش رهایی از تنش حاصل از شکل ۸ (الف) را نشان می‌دهد. همان‌طور که در قبل اشاره شد، این آزمایش تا زمان ۳۰۰۰ ثانیه انجام گرفت. شکل ۱۰ نیز نمودار مدول رهایی از تنش بی بعد شده نسبت به زمان را نشان می‌دهد. نمودار شکل ۱۰ از نمودار نشان داده شده در شکل ۹ بدست آمده است. بدین صورت که در ابتدا با تقسیم نیرو بر سطح مقطع نمونه پس از اعمال کشش اولیه، تنش در طول زمان به دست خواهد آمد.

$$\sigma(t) = \frac{F(t)}{A} \quad (9)$$



شکل ۷: نمونه آزمایش رهایی از تنش الف) قبل از آزمایش ب) بعد از آزمایش

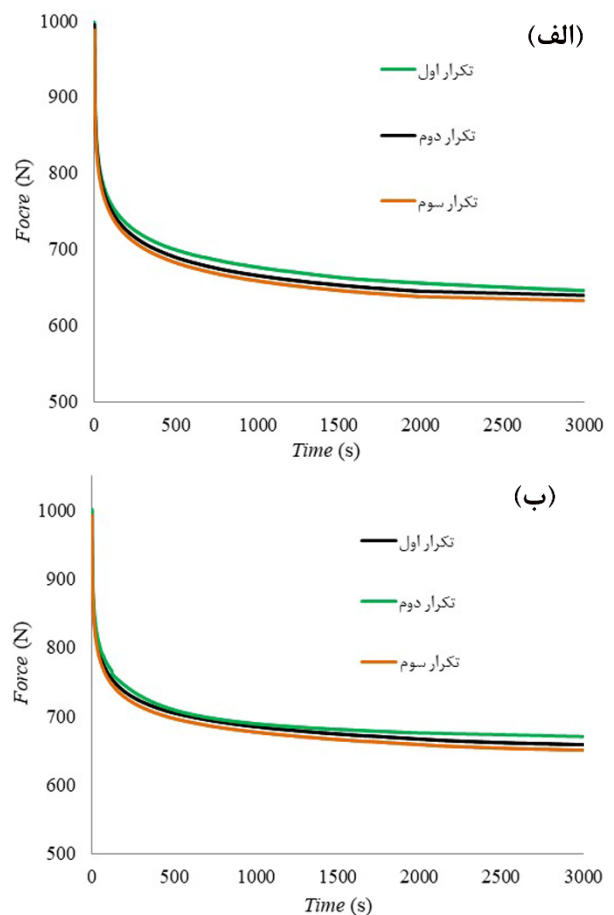
Fig. 7: Stress relaxation test specimen (a) before the test (b) after the test

۴- نتایج و بحث

۴-۱- استخراج ضرایب سری پرونی جهت مدل رفتار ماده

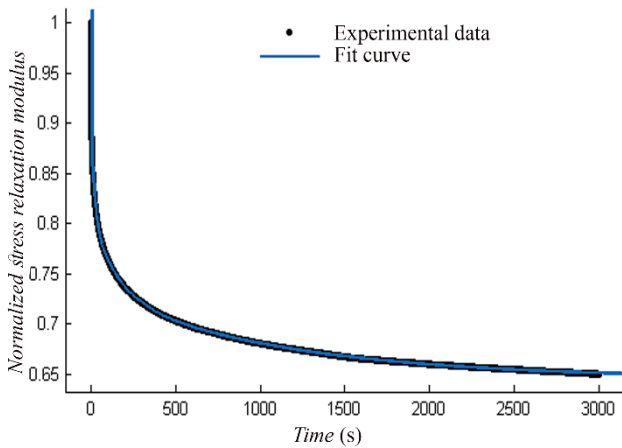
شکل ۸ نمودار حاصل از آزمایش رهایی از تنش را برای دو نمونه

نشان می‌دهد. در واقع شکل ۸ (الف) سه بار تکرار آزمایش رهایی از



شکل ۸: نمودار حاصل از آزمایش رهایی از تنش، الف) برای نمونه تولیدی با دمای قالب ۲۵ درجه، ب) برای نمونه تولیدی با دمای قالب ۱۰۰ درجه

Fig. 8: Plot obtained from stress relaxation test (a) specimen manufactured with mold temperature of 25 °C (b) specimen manufactured with mold temperature of 100 °C



شکل ۱۱: نتایج تجربی و منحنی برازش شده بر آن
Fig. 11: Experimental results and fitted curve

جدول ۴: ضرایب سری پرونی بدست آمده از آزمایش رهایی از تنش
Table 4: Prony series coefficients extracted from stress relaxation test

ثوابت سری پرونی			
τ_i (s)	k_i	g_i	i
۱/۸۴۷	۰/۱	۰/۱	۱
۱۹/۳۷	۰/۰۸۸۰۶	۰/۰۸۸۰۶	۲
۱۳۹/۹	۰/۰۷۹۰۷	۰/۰۷۹۰۷	۳

(۱۵) برای مدول برشی و حجمی بی‌بعد شده می‌توان از نمودار شکل ۱۰ استفاده نمود. برای تعیین این ثوابت از برازش منحنی^۱ به کمک نرم‌افزار متلب استفاده گردید. نمودار منطبق شده برای بسط سه جمله‌ای سری پرونی رابطه توسط نرم‌افزار متلب در شکل ۱۱ نشان داده شده است. ضریب تعیین^۲ برابر با ۰/۹۹۹۹ می‌باشد. در جدول ۴ نیز ثوابت بدست آمده برای سه جمله از مدل کلی ماکسول ارائه شده است. اعتبارسنجی مدل کلی ماکسول جهت بیان درست رفتار ویسکوالاستیک ماده در قسمت ۵ بررسی شده است.

همچنین به منظور بررسی تاثیر دمای قالب بر روی خواص ویسکوالاستیک ماده، دو نمونه یکی با دمای قالب ۲۵ و دیگری با دمای قالب ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد تولید شدند. نمونه تولیدی با دمای ۱۰۰ درجه در محیط سرد گردید. شکل ۱۲ نمودار حاصل از آزمایش رهایی از تنش را برای این دو نمونه نشان می‌دهد.

همان‌طور که در شکل ۱۲ مشاهده می‌گردد، تغییر دمای قالب از

در رابطه (۹)، A سطح مقطع نمونه پس از اعمال کشش اولیه می‌باشد و می‌توان مقدار آن را با توجه به ثابت بودن حجم نمونه آزمایش از رابطه (۱۰) بدست آورد که در آن A_0 سطح مقطع اولیه نمونه، L_0 طول اولیه و L طول نهایی نمونه پس از کشش اولیه می‌باشد. با تقسیم تنش بر کرنش در لحظه صفر مدول رهایی از تنش بصورت رابطه (۱۱) بدست خواهد آمد.

$$A = \frac{A_0 L_0}{L} \quad (10)$$

$$E(t) = \frac{\sigma(t)}{\varepsilon_0} \quad (11)$$

در رابطه بالا ε_0 کرنش در لحظه صفر است. در واقع منظور از کرنش در لحظه صفر، کرنش پس از کشش اولیه می‌باشد که در مرحله بعد ثابت می‌ماند. در نهایت مدول بی‌بعد شده به صورت زیر محاسبه می‌شود:

$$E_R(t) = \frac{E(t)}{E_0} \quad (12)$$

در رابطه (۱۲) $E_R(t)$ مدول بی‌بعد شده و E_0 مدول در لحظه صفر است. در واقع E_0 مقدار مدول در لحظه صفر بر روی نمودار $E(t)$ می‌باشد.

همان‌طور که قبلاً ذکر شد، با فرض ثابت بودن ضریب پواسون می‌توان مدول برشی و مدول حجمی را با استفاده از روابط (۶) و (۷) بدست آورد. بنابراین می‌توان مدول برشی بی‌بعد شده و مدول حجمی بی‌بعد شده را بصورت زیر محاسبه کرد:

$$G_R(t) = \frac{G(t)}{G_0} = \frac{\frac{E(t)}{2(1+\nu)}}{\frac{E_0}{2(1+\nu)}} = \frac{E(t)}{E_0} = E_R(t) \quad (13)$$

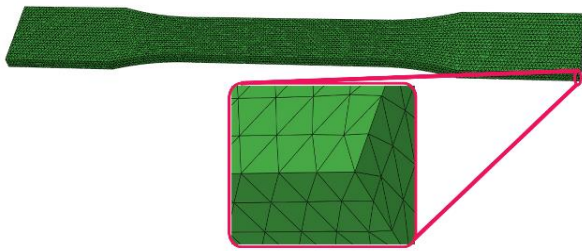
$$K_R(t) = \frac{K(t)}{K_0} = \frac{\frac{E(t)}{2(1+\nu)}}{\frac{E_0}{2(1+\nu)}} = \frac{E(t)}{E_0} = E_R(t) \quad (14)$$

همان‌طور که از روابط (۱۳) و (۱۴) مشخص است مدول برشی و حجمی بی‌بعد شده با مدول رهایی از تنش بی‌بعد شده برابر هستند، به عبارت دیگر داریم:

$$K_R(t) = G_R(t) = E_R(t) \quad (15)$$

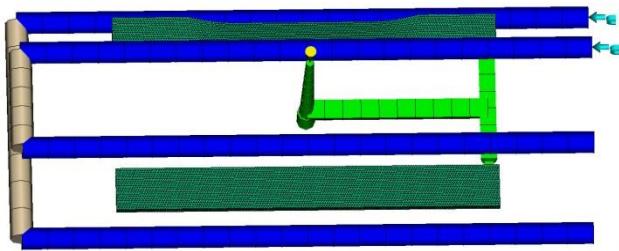
اکنون برای بدست آوردن ثوابت سری پرونی، با توجه به رابطه

1 Curve Fitting
 2 R-square



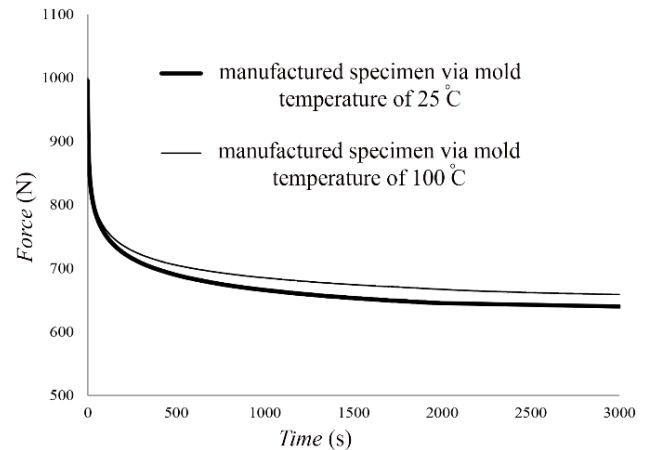
شکل ۱۳: مش هرم مثلثی استفاده شده برای مش بندی نمونه

Fig. 13: Tetrahedral mesh used to discretize the model



شکل ۱۴: هندسه مدل شده در نرم افزار مولدفلو

Fig. 14: Modeled geometry in the Moldflow software



شکل ۱۲: تاثیر دمای قالب بر رفتار رهایی از تنش پلی آمید ۶

Fig. 12: The effect of mold temperature on the stress relaxation behavior of PA 6

۲۵ درجه به ۱۰۰ درجه سانتی گراد جهت تولید نمونه، اثر خیلی کمی در رفتار ویسکوالاستیک ماده دارد (حداکثر اختلاف دو نمودار برابر ۴ درصد می باشد). پلی آمیدیک گرمانرم نیمه بلوری می باشد. یعنی دارای قسمتی بلوری و قسمتی بی شکل است. در ویسکوالاستیک بحث قسمت بی شکل پلیمر است. به عبارت دیگر قسمت بی شکل پلیمر در خواص ویسکوالاستیک ماده تاثیرگذار می باشد. قسمت کریستالی نقش غیر مستقیم دارد و تحرک زنجیره های قسمت بی شکل را تحت تاثیر قرار می دهد. با توجه به این که با افزایش دمای قالب از ۲۵ درجه به ۱۰۰ درجه سانتی گراد جهت تولید نمونه پلیمری، مقدار و تعداد کریستال تشکیل شده در پلیمر در دو نمونه تقریباً یکی است، لذا میزان تحرک زنجیره های قسمت بی شکل که تحت تاثیر قسمت کریستال قرار دارند نیز تغییر نمی کند و به همین دلیل افزایش دمای قالب اثر خیلی کمی در رفتار ویسکوالاستیک ماده پلیمری ایجاد می کند [۲۹ و ۳۰].

۵- اعتبارسنجی مدل کلی ماکسول جهت بیان رفتار ویسکوالاستیک ماده

جهت اعتبارسنجی توانایی مدل کلی ماکسول جهت مدل سازی درست رفتار این گرید از پلی آمید ۶، یک شبیه سازی با استفاده از ضرایب سری پرونی بدست آمده صورت گرفت، بدین صورت که در ابتدا نمونه در نرم افزار مولدفلو تا دمای قالب ۱۰۰ درجه سانتی گراد تحلیل شد و سپس این نمونه با تمام تنش های پسماند شکل گرفته شده در آن وارد نرم افزار آباکوس شد. در این نرم افزار، نمونه جهت

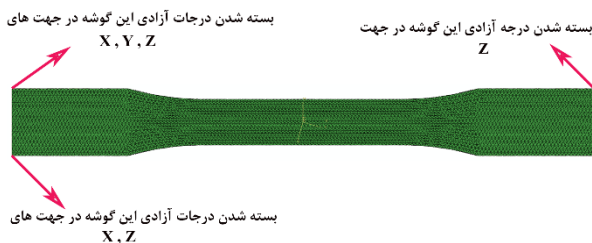
ادامه تحلیل تنش، از دمای ۱۰۰ درجه تا دمای محیط با خواص ویسکوالاستیک سرد گردید و در نهایت میزان اعوجاج نهایی بوجود آمده در نمونه با استفاده از شبیه سازی و میزان اعوجاج نمونه واقعی مقایسه گردید.

۵-۱- مدل سازی

در ابتدا هندسه نمونه در نرم افزار کتیا مدل شد و سپس نمونه مدل شده وارد نرم افزار مولدفلو گردید. در نرم افزار مولدفلو بر روی نمونه مش هرم مثلثی^۱ ریخته شد و همچنین سیستم راهگامی و خنک کاری طبق قالب ساخته شده که در شکل ۵ نشان داده شده است، ترسیم گردید. با توجه به این که در نرم افزار مولدفلو برای مدل سه بعدی فقط می توان از نوع مش هرم مثلثی استفاده کرد، لذا همین نوع مش نیز برای شبیه سازی انتخاب گردید. در ضمن یک آنالیز حساسیت مسئله به اندازه مش انجام شد که بر طبق آن اندازه المان ۱ میلی متر انتخاب که منجر به ۵۰۴۲۶ المان هرم مثلثی برای مش بندی نمونه شد. نمونه مش استفاده شده برای مش بندی نمونه در شکل ۱۳ نشان داده شده است. شکل ۱۴ نمونه مش زده شده به همراه سیستم راهگامی و خنک کاری مدل شده در نرم افزار مولدفلو را نشان می دهد. همان طور که در شکل

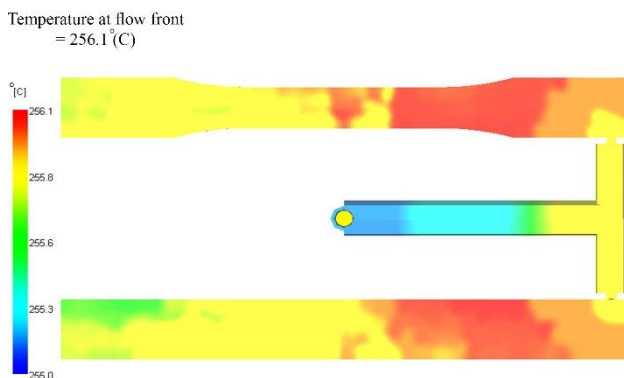
یکسان پر شود. شکل ۱۶ دمای جبهه پیشروی سیال را در طول تزریق نشان می‌دهد. همان‌طور که شکل ۱۶ نشان می‌دهد، افزایش دما در حدود ۱ درجه سانتی‌گراد می‌باشد که قابل اغماض است. از این‌رو کل نمونه با یک دمای مذاب پلیمر یکسان پر شده است.

برای اینکه مشخصات مکانیکی و ظاهری قطعات به واسطه یکنواختی تراکم یکسان باشند، کلیه حفره‌های قالب باید در زمان و فشار یکسان پر شوند. به عبارت دیگر حفره‌ها باید با هم از فاز سرعت به فاز فشار تغییر فاز دهند و به این صورت نباشد که هنوز یکی از حفره‌ها به طور کامل پر نشده وارد فاز فشار شود. شکل ۱۷ الف و ب زمان و فشار پر شدن دو حفره قالب را به ترتیب نشان می‌دهد. از شکل ۱۷ مشخص است که دو قطعه در یک فشار و زمان پر می‌شوند. شکل ۱۸ الف میزان اعوجاج نهایی نمونه در جهت Z محورهای مختصات پس از سرد کردن نمونه از دمای ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد تا دمای محیط با خواص ویسکوالاستیک را بصورت شبیه‌سازی نشان می‌دهد. میزان اعوجاج حاصل از شبیه‌سازی برابر ۱/۹۷ میلی‌متر می‌باشد. از طرف دیگر شکل ۱۸ ب میزان اعوجاج نهایی نمونه در واقعیت که با دمای قالب ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد تولید شده و در دمای محیط سرد



شکل ۱۵: شرایط مرزی اعمال شده به نمونه در نرم‌افزار آباکوس

Fig. 15: Applied boundary conditions in the Abaqus software



شکل ۱۶: دمای جبهه پیشروی سیال

Fig. 16: Temperature at flow front

۱۴ مشخص است، در این قالب هم‌زمان یک نمونه تست کشش و یک نمونه تست خمش تولید می‌شود که در این تحقیق فقط نمونه تست کشش مورد استفاده قرار گرفته است.

دستگاه تزریقی مطابق با مشخصات ارائه شده در جدول ۲ در نرم‌افزار مولدفلو انتخاب گردید و پارامترهای تزریق نیز مطابق با جدول ۳ در این نرم‌افزار تنظیم گردید. این پارامترها مطابق با پارامترهای تنظیمی بکار رفته شده برای تولید نمونه در واقعیت می‌باشد. به عبارت دیگر نمونه در واقعیت نیز با همین پارامترها تولید شده است. پس از تحلیل نمونه تا دمای ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در نرم‌افزار مولدفلو، نمونه با تمام تنش‌های پسماند ایجاد شده در آن برای ادامه تحلیل و بررسی اعوجاج نهایی نمونه حاصل از آزاد شدن تنش‌های پسماند ایجاد شده در آن وارد نرم‌افزار آباکوس گردید. طبیعتاً نوع مش و تعداد المان نیز دقیقاً برابر با نوع مش و تعداد المان در نرم‌افزار مولدفلو می‌باشد. در این نرم‌افزار یک مرحله بصورت استاتیکی تعریف گردید که در آن نمونه از دمای ۱۰۰ درجه تا دمای محیط با خواص ویسکوالاستیک سرد گردید. زیرا این دما بالاتر از دمای انتقال شیشه‌ای پلی‌آمیداست و پلیمر در این دما دارای خواص ویسکوالاستیک می‌باشد. خواص ویسکوالاستیک مطابق ضرایب سری پرونی بدست آمده در جدول ۴ تعریف گردید و همچنین برای رابطه دلیوال، ضرایب $C_1 = 17/4$ و $C_2 = 51/6$ و $T_{ref} = T_g = 43^\circ C$ لحاظ گردید. همچنین سایر خواص پلیمر مطابق با جدول ۱ در نرم‌افزار آباکوس برای ماده پلیمری تعریف گردید. از طرفی انتقال حرارت همرفت بین نمونه پلیمری با هوا نیز در نظر گرفته شد. ضریب انتقال حرارت در نظر گرفته شده برای هوا برابر $W/m^2 \cdot ^\circ C$ ۱۵ می‌باشد. در قسمت شرایط مرزی و بارگذاری هم دمای اولیه ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد برای نمونه در نظر گرفته شد و همچنین درجات آزادی نمونه طوری بسته شد که نمونه در حین سرد شدن بطور آزاد بتواند تنش‌های پسماند خود را آزاد و دچار اعوجاج شود. به عبارت دیگر یکی از گوشه‌های نمونه در سه جهت، گوشه دیگر در جهت X و Z و در نهایت یکی دیگر از گوشه‌ها نمونه فقط در جهت Z بسته شد. شکل ۱۵ نحوه شرایط مرزی نمونه را نشان می‌دهد.

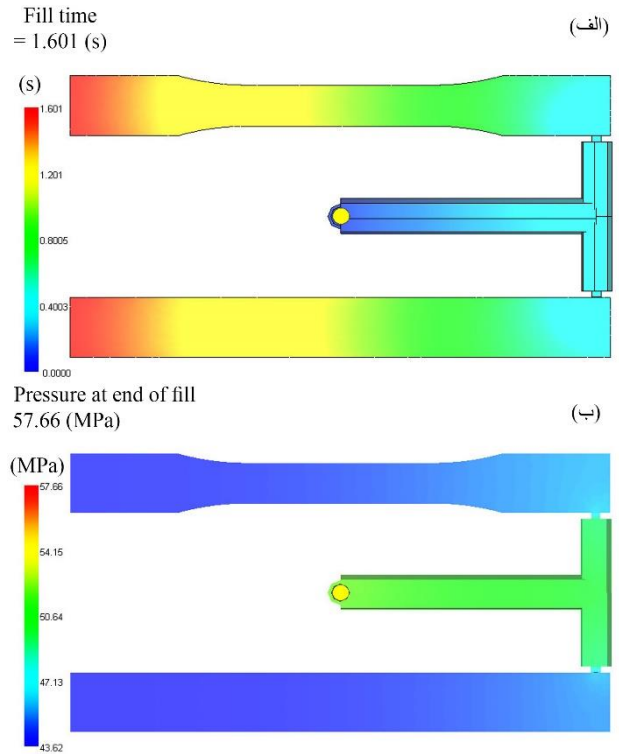
۵-۲- نتایج حاصل از شبیه‌سازی

برای تولید یک نمونه با کیفیت باید از کاهش و یا افزایش دمای جبهه پیشروی سیال جلوگیری شود تا کل نمونه با دمای مذاب پلیمر

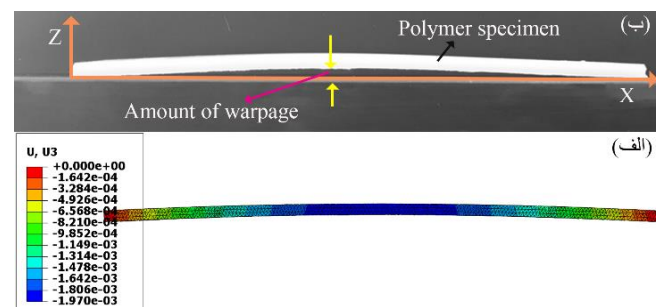
برای این منظور از آزمایش‌هایی از تنش استفاده گردید و همچنین مدل کلی ماکسول جهت بیان رفتار ویسکوالاستیک این ماده پلیمری به کار گرفته شد. همچنین جهت اعتبارسنجی این مدل، میزان اعوجاج بوجود آمده در نمونه هنگام سرد شدن از دمای ۱۰۰ به ۲۵ درجه سانتی‌گراد با خواص ویسکوالاستیک شبیه‌سازی شد که این میزان اعوجاج با میزان اعوجاج بوجود آمده در نمونه در واقعیت مقایسه گردید. از طرف دیگر اثر دمای قالب تزریق پلاستیک بر رفتار ویسکوالاستیک ماده بررسی شد. نتایجی که از این تحقیق بدست آمد بدین صورت است که، تغییر دمای قالب تزریق پلاستیک از ۲۵ به ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد اثر بسیار کمی در رفتار وابسته به زمان نمونه پلیمری دارد (حداکثر اختلاف برابر با ۴ درصد می‌باشد). همچنین با مقایسه میزان اعوجاج نمونه در واقعیت و با آنچه که از شبیه‌سازی بدست آمد، به میزان اختلاف ۱۳ درصد می‌رسیم که قابل قبول است و بیانگر این موضوع است که مدل کلی ماکسول بخوبی رفتار ویسکوالاستیک ماده پلیمری را بیان کرده است. از طرفی دیگر، با توجه به شبیه‌سازی که صورت گرفته است و با توجه به اعتبارسنجی آن با نمونه تجربی، از این شبیه‌سازی می‌توان جهت پیش‌بینی میزان اعوجاج نمونه که در مرحله مونتاژ می‌تواند مشکل‌آفرین باشد و همچنین بررسی اثر پارامترهای فرآیندی مختلف بر آن قبل از تولید و صرف هزینه، استفاده کرد.

مراجع

- [1] J.S. Ian M. Ward, Mechanical Properties of Solid Polymers, 3rd ed., Wiley, 2012.
- [2] L.E.N. Robert F. Landel, Mechanical Properties of Polymers and Composites, 2nd ed., Taylor & Francis Group, 1993.
- [3] J.L. Bouvard, D.K. Ward, D. Hossain, S. Nouranian, E.B. Marin, M.F. Horstemeyer, Review of Hierarchical Multiscale Modeling to Describe the Mechanical Behavior of Amorphous Polymers, Journal of Engineering Materials and Technology, 131(4) (2009) 041206-041206-041215.
- [4] G. Ayoub, F. Zaïri, C. Frédérix, J.M. Gloaguen, M. Naït-Abdelaziz, R. Seguela, J.M. Lefebvre, Effects of crystal content on the mechanical behaviour of



شکل ۱۷: (الف) زمان پر شدن، (ب) فشار پر شدن
Fig. 17: (a) Fill time, (b) pressure at end of fill



شکل ۱۸: میزان اعوجاج بدست آمده (الف) بصورت شبیه‌سازی، (ب) تجربی
Fig. 18: The amount of warpage obtained from (a) simulation, (b) experiment

گردیده را در جهت Z نشان می‌دهد. میزان اعوجاج در واقعیت برابر با ۲/۲۳ میلی‌متر اندازه‌گیری گردید. با مقایسه میزان اعوجاج بدست آمده از شبیه‌سازی با میزان آن در واقعیت به میزان اختلاف ۱۳ درصد می‌رسیم که قابل قبول است. بنابراین می‌توان گفت که مدل کلی ماکسول با تقریب قابل قبولی، به خوبی رفتار ماده را مدل کرده است.

۶- نتیجه‌گیری

در این تحقیق به بررسی رفتار وابسته به زمان پلی‌آمید ۶ پرداخته شد.

- of Plasticity, 98 (2017) 197-216.
- [13] D. Lai, I. Yakimets, M. Guigon, A non-linear viscoelastic model developed for semi-crystalline polymer deformed at small strains with loading and unloading paths, *Materials Science and Engineering: A*, 405(1) (2005) 266-271.
- [14] E. Roguet, S. Castagnet, J.C. Grandidier, Mechanical features of the rubbery amorphous phase in tension and torsion in a semi-crystalline polymer, *Mechanics of Materials*, 39(4) (2007) 380-391.
- [15] G. Spathis, E. Kontou, A viscoelastic model for predicting viscoelastic functions of polymer and polymer nanocomposites, *International Journal of Solids and Structures*, 141-142 (2018) 102-109.
- [16] R.N. Haward, G. Thackray, The Use of a Mathematical Model to Describe Isothermal Stress-Strain Curves in Glassy Thermoplastics, *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 302(1471) (1968) 453-472.
- [17] S. Belbachir, F. Zaïri, G. Ayoub, U. Maschke, M. Naït-Abdelaziz, J.M. Gloaguen, M. Benguediab, J.M. Lefebvre, Modelling of photodegradation effect on elastic-viscoplastic behaviour of amorphous polylactic acid films, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 58(2) (2010) 241-255.
- [18] J. Richeton, S. Ahzi, K.S. Vecchio, F.C. Jiang, A. Makradi, Modeling and validation of the large deformation inelastic response of amorphous polymers over a wide range of temperatures and strain rates, *International Journal of Solids and Structures*, 44(24) (2007) 7938-7954.
- [19] O. Starkova, Z. Zhang, H. Zhang, H.-W. Park, Limits of the linear viscoelastic behaviour of polyamide 66 filled with TiO₂ nanoparticles: Effect of strain rate, temperature, and moisture, *Materials Science and Engineering: A*, 498(1) (2008) 242-247.
- [20] J. F. Mano, J.C. Viana, Effects of the strain rate and temperature in stress-strain tests: study of the glass transition of a polyamide-6, *Polymer Testing*, 20(8) (2001) 937-943.
- polyethylene under finite strains: Experiments and constitutive modelling, *International Journal of Plasticity*, 27(4) (2011) 492-511.
- [5] G. Ayoub, F. Zaïri, M. Naït-Abdelaziz, J.M. Gloaguen, Modelling large deformation behaviour under loading-unloading of semicrystalline polymers: Application to a high density polyethylene, *International Journal of Plasticity*, 26(3) (2010) 329-347.
- [6] A. Tayeb, M. Arfaoui, A. Zine, A. Hamdi, J. Benabdallah, M. Ichchou, On the nonlinear viscoelastic behavior of rubber-like materials: Constitutive description and identification, *International Journal of Mechanical Sciences*, 130 (2017) 437-447.
- [7] F. Zaïri, M. Naït-Abdelaziz, J.M. Gloaguen, J.M. Lefebvre, A physically-based constitutive model for anisotropic damage in rubber-toughened glassy polymers during finite deformation, *International Journal of Plasticity*, 27(1) (2011) 25-51.
- [8] A. Khan, H. Zhang, Finite deformation of a polymer: experiments and modeling, *International Journal of Plasticity*, 17(9) (2001) 1167-1188.
- [9] F. Zaïri, M. Naït-Abdelaziz, J.M. Gloaguen, J.M. Lefebvre, Modelling of the elasto-viscoplastic damage behaviour of glassy polymers, *International Journal of Plasticity*, 24(6) (2008) 945-965.
- [10] F. Zaïri, M. Naït-Abdelaziz, K. Woznica, J.-M. Gloaguen, Elasto-viscoplastic constitutive equations for the description of glassy polymers behavior at constant strain rate, *Journal of Engineering Materials and Technology*, 129(1) (2006) 29-35.
- [11] A. Krairi, I. Doghri, J. Schalnath, G. Robert, W. Van Paepegem, Thermo-mechanical coupling of a viscoelastic-viscoplastic model for thermoplastic polymers: thermodynamical derivation and experimental assessment, *International Journal of Plasticity*, (2018).
- [12] M.R. Gudimetla, I. Doghri, A finite strain thermodynamically-based constitutive framework coupling viscoelasticity and viscoplasticity with application to glassy polymers, *International Journal*

- Gries, Thermal Analysis of Phase Transitions and Crystallization in Polymeric Fibers., In: Applications of Calorimetry in a Wide Context : Differential Scanning Calorimetry, Isothermal Titration Calorimetry and Minicalorimetry., (2013) 27:277.
- [27] Materials properties library, Moldflow Plastics Insight 2012.
- [28] ASTM D638, Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics, in, ASTM international, 2002.
- [29] N. Dusunceli, O.U. Colak, Modelling effects of degree of crystallinity on mechanical behavior of semicrystalline polymers, International Journal of Plasticity, 24(7) (2008) 1224-1242.
- [30] M. Karevan, K. Kalaitzidou, Formation of a complex constrained region at the graphite nanoplatelets-polyamide 12 interface, Polymer, 54(14) (2013) 3691-3698.
- [21] G.-F. Shan, W. Yang, M.-b. Yang, B.-h. Xie, J.-m. Feng, Q. Fu, Effect of temperature and strain rate on the tensile deformation of polyamide 6, Polymer, 48(10) (2007) 2958-2968.
- [22] M. Kokabi, Plactic engineering, in, Tarbiat Modares university, 1394 (In persian).
- [23] L.J. Findley, W. Onaran, K. Creep and Relaxation of Nonlinear Viscoelastic Materials - With an Introduction to Linear Viscoelasticity, North-Holland, New York, 1976.
- [24] H.E. Pettermann, J. Hüsing, Modeling and simulation of relaxation in viscoelastic open cell materials and structures, International Journal of Solids and Structures, 49(19) (2012) 2848-2853.
- [25] S.P.C.M.G.J. Creus, Computational Viscoelasticity, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2012.
- [26] S.W. W. Steinmann, M. Beckers, G. Seide and T.