

## Amirkabir Journal of Mechanical Engineering

Amirkabir J. Mech. Eng., 52(5) (2020) 281-284 DOI: 10.22060/mej.2019.15196.6057

# Experimental and Simulation Study on the Warpage of Polyamide 6 Based on Thermo-Mechanical Behavior of Material Using Uniaxial Tensile Test

O. Izadi and P. Mosaddegh\*

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

**ABSTRACT:** This research focuses on investigating the time-dependent behavior of polyamide 6 and using the generalized Maxwell model for prediction of this behavior. To achieve this goal, tensile specimens are manufactured via injection molding process and then are tested based on stress relaxation trials. Moreover, two specimens manufactured with different mold temperatures are tested to investigate the effect of the mold temperature on the time-dependent behavior of this kind of polymer. Finally, to evaluate the ability of the generalized Maxwell model to predict the time-dependent behavior of polyamide 6 correctly, a finite element simulation is carried out via a link between the Moldflow and ABAQUS software. In these simulations, the amount of warpage occurring in the specimen obtained from this model is compared with experimental finding. The results show that the mold temperature has a negligible effect on the time-dependent behavior of this polymer and also, there is a good agreement between simulation and experimental results of warpage with a mean error of 13%. Therefore, the generalized Maxwell model is good enough to predict the time-dependent behavior of polyamide 6. On the other hand, this methodology can be used prior to making real parts to prevent the high cost of manufacturing.

Review History: Received: 10/28/2018 Revised: 12/21/2018 Accepted: 2/4/2019 Available Online: 2/13/2019

Keywords:

Thermo-mechanical behavior Viscoelastic Warpage Polyamide 6

### **1. INTRODUCTION**

It is important to investigate the thermo-mechanical properties of materials for designing new products. One of these materials is a thermoplastic polymer which exhibits viscoelastic behavior at temperatures above its glass transition temperature (Tg), making it time-dependent material. It means that the stress depends on the time and strain rate [1]. A lot of different models have been developed to describe the viscoelastic behavior of polymers [2]. These models are based on different combinations of either linear spring and dashpot or nonlinear spring and dashpot [3, 4]. Gudimetla and Doghri [5] developed a viscoelastic-viscoplastic model for polymers and Spathis and Kontou [6] presented a viscoelastic model for polymer-based composites. Moreover, some other research focused on the effect of different parameters on the viscoelastic behavior of polymers. Starkova et al. [7] investigated the effect of temperature, strain rate and moisture on the linear viscoelastic behavior of polyamide 66. As can be seen, there are a few research focusing on the Polyamide 6 (PA 6) and most of them are experimental works which are costly. Therefore, it is crucial to conduct a simulation prior to producing a specimen for investigating the effect of different parameters on the polymer behavior to save time and decrease costs.

In this work, the time-dependent behavior of polyamide 6 by using the generalized Maxwell model for prediction of this behavior was investigated. To achieve this goal, tensile specimens were manufactured via injection molding process and then were tested based on stress relaxation trials. Moreover, two specimens manufactured with different mold temperatures \*Corresponding author's email: mosadegh@cc.iut.ac.ir were tested to investigate the effect of the mold temperature on the time-dependent behavior of this kind of polymer. Finally, to evaluate the ability of the generalized Maxwell model to predict the time-dependent behavior of polyamide 6 correctly, a finite element simulation was carried out via a link between Moldflow and ABAQUS software. In these simulations, the amount of warpage occurring in the specimen obtained from this model was compared with experimental finding.

#### 2. LINEAR VISCOELASTIC

Different models have been developed to predict linear viscoelastic behavior of polymers. In these models, a linear spring is used to represent elastic behavior and a linear dashpot is employed to represent viscous behavior of the polymer. One of the most comprehensive models is the generalized Maxwell model. Linear viscoelastic behavior can be defined using the Prony series, which is an expansion of the dimensionless relaxation modulus. It is expressed by the following equations:

$$g_{R}(t) = 1 - \sum_{i=1}^{n} g_{i}(1 - e^{\frac{t}{\tau_{i}}})$$
(1)

$$K_{R}(t) = 1 - \sum_{i=1}^{n} K_{i}(1 - e^{-\frac{t}{\tau_{i}}})$$
<sup>(2)</sup>

where  $g_i$ ,  $k_i$ , and  $\tau_i$  are the material constants.

#### **3. EXPERIMENTAL PROCEDURE**

Polyamide 6 used in this work was from DSM Co. with a grade of Akulon F223-D (the Netherlands). Specimens

Copyrights for this article are retained by the author(s) with publishing rights granted to Amirkabir University Press. The content of this article is subject to the terms and conditions of the Creative Commons Attribution 4.0 International (CC-BY-NC 4.0) License. For more information, please visit https://www.creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/legalcode.



Fig. 1. Stress relaxation test specimen (a) before the test (b) after the test



Fig. 2. Tetrahedral mesh used to discretize the model

were produced in line with type 1 from ASTM-D638 [8] standard using injection mold. The thickness of the produced specimens was 4 mm. Stress relaxation test was employed in this work to investigate the viscoelastic behavior of the polymer. The specimen was tested using a calibrated tensile test machine (STM-50, SANTAM). The tests were conducted at a temperature of  $100\pm3$  °C. At first, an initial tensile of 25 mm was applied to the specimen and then they were kept in these conditions for 50 minutes. The load and time were continuously recorded. Fig. 1 shows the specimen (a) before and (b) after the test.

#### 4. SIMULATION

In this study, the Moldflow 2012 and ABAQUS 6.14 finite element software were used to simulate the warpage amount of specimen. The 50,426 tetrahedral elements were used to discretize the specimen. Fig. 2 depicts tetrahedral mesh used to discretize the model. It is to be mentioned that the tetrahedral edge length was also kept around 1 mm.

#### 5. RESULT AND DISCUSSION

Fig. 3 shows the results obtained from the stress relaxation test. At first, this plot was converted to a dimensionless plot



Fig. 3. The mean plot obtained from the stress relaxation test

and then the Prony series were fitted to this plot to acquire coefficients of this series mentioned in Eqs. (1) and (2). Experimental dimensionless plot and fitted curve are shown in Fig. 4. It is to be mentioned that the R-square value is equal to 0.9999. Finally, the coefficients for the first three terms of this series extracted from Fig. 4 are presented in Table 1.

As mentioned earlier, two specimens were produced with different mold temperatures to investigate the effect of mold temperature on the viscoelastic behavior of PA6. Fig. 5 shows the stress relaxation plot of two specimens with a mold temperature of 25°C and 100°C, other factors being the same. As can be seen in this Figure, increasing mold temperature has a negligible effect on the viscoelastic behavior. PA6 is a semicrystalline polymer which has both crystalline and amorphous regions. In fact, the amorphous region has a significant effect on the viscoelastic behavior of polymer and crystalline region only has an impact on the mobility of the chains in the amorphous region. According to this fact that increasing mold temperature has a minimal effect on the degree of crystallinity of polymer affecting the mobility of amorphous chains, therefore, increasing mold temperature has a negligible impact



Table 1. Prony series coefficients extracted from stress relaxation test

i	$g_i$	$k_i$	$\boldsymbol{\tau}_i(\mathbf{s})$
1	0.1	0.1	1.847
2	0.08806	0.08806	19.37
3	0.07907	0.07907	139.9



Fig. 5. The effect of the mold temperature on the stress relaxation behavior of PA 6



Fig. 6. The amount of warpage obtained from (a) simulation, (b) experiment

on the viscoelastic behavior of polymer [9].

Fig. 6 shows the amount of warpage occurring in the specimen both numerically and experimentally. Measured warpages obtained from experiment and simulation were equal to 2.23 mm and 1.97 mm, respectively. As can be seen, there is a good agreement between simulation and experimental results of warpage with a mean error of 13%. Therefore, the generalized Maxwell model is good enough to predict the time-dependent behavior of polyamide 6. On the other hand, this methodology can be used prior to making real parts to prevent the high cost of manufacturing.

## 6. CONCLUSION

The results of this work showed that mold temperature has minimal impact on the time-dependent behavior of this polymer. Moreover, there is a good agreement between simulation and experimental results of the warpage with a mean error of 13%. Therefore, the generalized Maxwell model is good enough to predict the time-dependent behavior of polyamide 6. On the other hand, this methodology can be employed prior to making real parts to prevent the high cost of manufacturing.

### REFERENCES

- J.S. Ian M. Ward, Mechanical Properties of Solid Polymers, 3rd ed., Wiley, 2012.
- [2] 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.
- [3] A. Tayeb, M. Arfaoui, A. Zine, A. Hamdi, J. Benabdallah, M. Ichchou, On the nonlinear viscoelastic behavior of rubberlike materials: Constitutive description and identification, International Journal of Mechanical Sciences, 130 (2017) 437-447.
- [4] 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.
- [5] M.R. Gudimetla, I. Doghri, A finite strain thermodynamicallybased constitutive framework coupling viscoelasticity and viscoplasticity with application to glassy polymers, International Journal of Plasticity, 98 (2017) 197-216.
- [6] 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.
- [7] 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.
- [8] ASTM D638, Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics, in, ASTM international, 2002.
- [9] M. Karevan, K. Kalaitzidou, Formation of a complex constrained region at the graphite nanoplatelets-polyamide 12 interface, Polymer, 54(14) (2013) 3691-3698.

This page intentionally left blank

نشريه مهندسي مكانيك اميركبير

نشریه مهندسی مکانیک امیرکبیر، دوره ۵۲، شماره ۵، سال ۱۳۹۹، صفحات ۱۱۲۷ تا ۱۱۳۸ DOI: 10.22060/mej.2019.15196.6057



# 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: ۰۶–۰۸–۱۳۹۷ بازنگری: ۳۰–۹۹–۱۳۹۷ پذیرش: ۱۵–۱۱–۱۳۹۷ ارائه آنلاین: ۲۴–۱۱–۱۳۹۷

> کلمات کلیدی: رفتار ترمومکانیکی ویسکوالاستیک اعوجاج پلیآمید ۶

در آزمایش خزش، افزایش کرنش پلیمر بر حسب زمان طی یک

بارگذاری ثابت اندازهگیری میشود، در حالی که در آزمایش رهایی از

تنش، میزان کاهش تنش پلیمر بر حسب زمان طی یک کرنش ثابت

رفتار گرمایی-مکانیکی مواد پلیمری بستگی به عواملی همچون

درجه بلورینگی، وزن مولکولی و نرخ کرنش دارد. مدل های بسیاری تا

به اکنون برای پیشبینی رفتار ویسکوالاستیسیته مواد پلیمری ارائه

شده است [۳]. مدل هایی از ترکیب فنر و دمپرهای خطی و غیرخطی

براى بيان رفتار ويسكوالاستيك غيرخطى پليمرها ارائه شده است

[۲–۴]. همچنین مدلهای دیگری توسط پژوهشگران برای بیان رفتار

الاستیک-ویسکوپلاستیک مواد پلیمری نیز ارائه شده است [۸-۱۰].

به عنوان مثال، کرایری<sup>۳</sup> و همکاران [۱۱] مدلی ویسکوالاستیک-

ويسكوپلاستيك براى رفتار پليمرهاى گرمانرم ارائه كردند. همچنين

گودیمتلا و دقری<sup>†</sup> [۱۲] مدلی ویسکوالاستیک-ویسکوپلاستیک برای

بررسی می شود [۲].

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 آزمایش رهایی 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 می کند. لذا با توجه به اعتبارسنجی شدان کلی ماکسول به خوبی می ورد. نتایج نشان میدهد که دمای قالب اثر کمی بر خواص وابسته به زمان این پلیمر دارد و همچنین مقایسه میزان اعوجاج نمونه بین شبیه میزان اعوجاج نمونه حاصل از ضرایب استخراج شده از این مدل با میزان اعوجاج نمونه در عمل مقایسه می ورد. نتایج نشان میدهد که دمای قالب اثر کمی بر خواص وابسته به زمان این پلیمر دارد و همچنین مقایسه میزان می ورد. این بین شبیه میزان اعوجاج نمونه و تررسی ۱۳ درصد با هم دارند، نشان میدهد که مدل کلی ماکسول به خوبی می واند جهت پیش بینی میزان اعوجاج نمونه و بررسی اثر پارامترهای فرآیندی مختلف بر رفتار آن قبل از تولید و صرف هزینه، استفاده گردد.

۱ ـ 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 هنگامیکه 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 آزمایش رهایی از تنش<sup>۱</sup>

2 Creep

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

3 Krairi

4 Gudimetla and Doghri

کو بن مقاله تحت لیسانس آفرینندگی مردمی (Creative Commons License) میرکبیر داده شده است. این مقاله تحت لیسانس آفرینندگی مردمی (Creative Commons License) ای عن ای مقاله تحت لیسانس آفرینندگی مردمی (Creative Commons License) ای عن ای موانید. مین او می ای می مراد می مراد می مراد ای می می او از گرفته است. برای جزئیات این لیسانس، از آدرس https://www.creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/legalcode دیدن فرمائید.

<sup>1</sup> Stress Relaxation

پلیمرها ارائه کردند. تحقیقاتی نیز برای ارائه مدل ویسکوالاستیک و یا ویسکوهایپرالاستیک برای مواد پلیمری ارائه شده است [۱۳ و ۱۴]. برای مثال اسپاتیس و کنتو<sup>۱</sup> [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 بی شکل<sup>۲</sup> پلیمر میباشد. اولین مدلها در این زمینه توسط بویس<sup>۲</sup> 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<sup>†</sup> و همکاران [۱۹] تاثیر دما، رطوبت و نرخ کرنش را بر رفتار ویسکوالاستیک خطی پلیآمید۶۶ بررسی کردند. از طرفی تحقیقات گستردهای بر روی خواص پلیآمید۶ صورت گرفته است و مانو و ویانا<sup>ه</sup> [۲۰] بر روی تاثیر نرخ کرنش و دما در آزمایش کشش بر روی دمای انتقال شیشهای پلیآمید۶ و شان<sup>\*</sup> و همکاران [۲۱] اثر دما و نرخ کرنش را بر روی رفتار کششی پلیآمید۶ بررسی کردند.

همانطور که از تحقیقات مشخص است، کمتر به بررسی رفتار ویسکوالاستیک پلیآمید۶ پرداخته شده است و از اینرو نیاز به بررسی رفتار وابسته به زمان و همچنین تاثیر 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 پلیآمید۶ 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 قالب گیری تزریق پلاستیک ساخته شد و سپس بر اساس آزمایش رهایی از تنش، نمونه مورد آزمایش قرار گرفت. همچنین برای بررسی

تاثیر دمای قالب بر خواص وابسته به زمان این نوع پلیمر، دو نمونه با دماهای 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 <sup>۷</sup> استفاده گردید. در پایان برای اعتبارسنجی مدل کلی ماکسول برای بیان درست رفتار وابسته به زمان پلیمر، یک شبیه سازی از لحظه ای که ماده مذاب درون قالب تزریق می شود 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 شبیه سازی 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 اعتبار سنجی این شبیه سازی با نمونه تجربی، مرحله مونتاژ می تواند مشکل آفرین باشد و همچنین به منظور بررسی اثر پارامترهای فرآیندی مختلف بر آن قبل از تولید و صرف هزینه، ارائه می نماید.

## ۲- خواص ويسكوالاستيک خطى

سیالات ویسکوالاستیک خاصیت ویسکوز بودن و خاصیت الاستیک آنی را بطور همزمان دارا هستند. در یک جامد الاستیک ایده آل، 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 گرمانرم در منطقه دمایی بالاتر از دمای انتقال شیشهای<sup>^</sup> خود، موادی ویسکوالاستیک هستند، یعنی خواص مکانیکی آنها ترکیبی از دو نوع رفتار سیال ویسکوز و جامد الاستیک می باشد. بنابراین اگر خمیر پلیمری تحت تنش قرار گیرد، رفتار سیال ویسکوز ( که انرژی را هدر می دهد) و تغییر مکان الاستیک ( که انرژی را ذخیره می کند) را از خود نشان می دهد [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 می شود [۲۳]. این مدلها

l Spathis and Kontou

<sup>2</sup> Amorphous

<sup>3</sup> Boyce

<sup>4</sup> Starkova

<sup>5</sup> Mano and Viana

<sup>6</sup> Shan

<sup>7</sup> Generalized Maxwell Model

<sup>8</sup> 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- بر همنهی زمان-دما 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<sup>۲</sup> ( $a_T$ ) برای پلیمرها امکانپذیر است. ویلیامز و همکاران [۲۵] رابطهای تجربی برای این ضریب انتقال یافتند که بصورت رابطه (۸) میباشد.

$$\log a_{T} = -\frac{C_{1}(T - T_{ref})}{C_{2} + (T - T_{ref})}$$
 (A)

رابطه (۸) به رابطه ویلیامز-لاندل-فری (دبلیو-ال-اف)<sup>7</sup> 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 ۱۷/۴= $C_1$  و ۵۱/۶= $C_2$  میباشد [۲۵]. در این تحقیق نیز همین ضرایب جهت شبیهسازی استفاده شده است. همچنین برای بدست آوردن دمای انتقال شیشهای پلیآمیدمورد

2 Shift Factor

3 Wiliams, Landel, Ferry

بسته به نحوه ترکیب این فنر و دمپرها با هم متفاوت هستند که یکی از کامل ترین مدل ها مدل کلی ماکسول میباشد که نحوه ترکیب فنر و دمپرها 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  $E_{\infty}$  تعریف میگردد.

$$\sigma = \sum_{i=1}^{n} \sigma_i \tag{1}$$

$$\sigma(t) = (E_{\infty} + \sum_{i=1}^{n} E_i e^{-\frac{t}{\tau_i}}) \varepsilon_0$$
(7)

$$E(t) = (E_{\infty} + \sum_{i=1}^{n} E_{i} e^{-\frac{t}{\tau_{i}}})$$
(٣)

 $\mathcal{E}_0$  در رابطه (۳)  $E_\infty$  شیب نهایی در آزمایش رهایش از تنش،  $\mathcal{E}_{0}$  در رابطه (۳) کرنش اولیه،  $\sigma_i$  ثابت فنر مربوط به مدلهای ماکسول،  $\sigma_i$  تنش هر  $\frac{\eta_i}{E_i}$  ماکسول و  $\tau_i$  ثابت زمانی دارای مقدار  $\frac{R_i}{E_i}$  هستند.  $\eta_i$  ثابت دمپر مربوط به مدلهای ماکسول میباشد.

همچنین در نرمافزار آباکوس مدول برشی بیبعد (f) مدول بیبعد شده حجمی (f) به صورت سری پرونی و به ترتیب از طریق روابط (f) و (f) بیان میگردند که در این روابط  $g_i$  و  $r_i$  ثوابت سری پرونی مدول برشی هستند [ff] و از طریق آزمایش بدست میآیند. برای بدستآوردن مدول برشی و مدول حجمی از طریق مدول روابط (f) و (را استفاده کرد. در این تحقیق از مدل کلی ماکسول جهت مدلسازی رفتار ویسکوالاستیک ماده استفاده شده است.

$$g_{R}(t) = 1 - \sum_{i=1}^{n} g_{i}(1 - e^{-\frac{t}{\tau_{i}}})$$
(\*)

$$K_{R}(t) = 1 - \sum_{i=1}^{n} K_{i}(1 - e^{-\frac{t}{\tau_{i}}})$$
 ( $\Delta$ )

$$G(t) = \frac{E(t)}{2(1+\nu)} \tag{(?)}$$

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

<sup>1</sup> Time-Temperature Superposition Principle



Fig. 3: DSC test carried out on PA6

استفاده در این تحقیق از آزمایش کالوریمتری تفاضلی روبشی<sup>۱</sup> استفاده شده است. نمودار حاصل از این آزمایش در شکل ۳ نشان داده شده است. این آزمایش با نرخC/min<sup>o</sup> ۳۰ براساس تحقیق استینمان<sup>۲</sup> صورت گرفت [۲۶]. همان طور که از شکل ۳ قابل مشاهده است دمای انتقال شیشهای برای این گرید از پلی آمیدبرابر با ۲۰<sup>o</sup>۳۳ بدست آمد همچنین دمای مذاب برابر با ۲<sup>o</sup>۳۲۳ می باشد.

# ۳– مواد و روش تولید نمونهها ۱-۳– مواد

جنس پلیمر مورد استفاده در این تحقیق پلیآمید ۶ از شرکت دی.اس.ام<sup>۳</sup> هلند میباشد. این پلیمر گرمانرم بصورت نیمهبلور میباشد. پلیآمیدیک پلیمر مهندسی است و کاربرد زیادی در صنعت خودروسازی دارد. گرید انتخابی این پلیمر، آکولن اف۲۲۳-دی<sup>†</sup> میباشد. در جدول ۱ برخی از خواص این گرید پلیآمیدارائه شده است.

## ۳-۲- روش تولید نمونه

برای استخراج خاصیت ویسکوالاستیک در این تحقیق از آزمایش رهایی از تنش استفاده شده است. در این تحقیق ابتدا نمونههایی براساس نوع ۱ استاندارد آ.اِس.تی.اِم-دی<sup>۵</sup>۶۳۸ [۲۸] تولید شدند.

- 3 DSM
- 4 Akulon F223-D
- 5 ASTM-D638

جدول ۱: برخی از خواص پلی آمید۶ [۲۷] Table 1: Properties of PA6

اندازه	كميت
791· MPa	مدول الاستيك
$\cdot$ /۲۶ W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>	ضريب هدايت الكتريكي
•/٣٨۶	ضريب پواسون
7874. °С	دمای مذاب
$11 \cdot \cdot kg/m^3$	چگالی حالت جامد
$\lambda/1\Delta \times 1 \cdot 1^{-\Delta} 1/^{\circ}C$	ضریب انبساط حرارتی
199・J kg <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>	ظرفیت گرمایی ویژه

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 سانتی گراد قرار داده شدند. نحوه انتخاب مقدار دما و مقدار زمان





<sup>1</sup> Differential Scanning Calorimeter (DSC)

<sup>2</sup> Steinmann

جدول ۳: پارامترهای تزریق مورد استفاده برای ساخت نمونهها Table 3: Injection parameters used to manufacture the specimens

مقدار	پارامتر
۱/۵ ثانیه	زمان تزريق
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 ۳±۱۰۰ درجه سانتیگراد انتخاب شد که پلیمر تقریبا 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	كميت	
۳۷ میلیمتر	قطر ماردون	
۱۷۳ مگاپاسکال	بيشينه فشار تزريق	
۲/۲ ثانیه	سرعت پاسخگویی هیدرولیک	
۸۸ تن	تناژ دستگاه	
۱۲۶ میلیمتر	کورس ماردون	
1.	نسبت تشديد	

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 میکنند. 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 اِس.تی.اِم-٬۵۰) استفاده شد. این دستگاه برای اندازه گیری نیرو از یک نیروسنج استفاده میکند که دارای ظرفیت

1 STM-50



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



تنش را برای نمونه ای 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 می دهد. 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 می دهد. همان طور 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 می دهد. 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.

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



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
۱-۱- 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 ۲۰۰ 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

relaxation test							
Table	4	Prony	series	coefficients	extracted	from	stress
تنش	از	ش رهایی	، از ازمای	انی بدست امده	ایب سری پرو	ں ۴: ضر	جدوا

ثوابت سری پرونی			
$\mathbf{\tau}_{i}(s)$	$k_i$	$g_i$	i
١/٨۴٧	• / ١	• / ١	١
۱٩/٣٧	۰/۰۸۸۰۶	•/• ٨٨ • ۶	٢
१८४५/४	•/•٧٩•٧	•/•٧٩•٧	٣

(۱۵) برای مدول برشی و حجمی بیبعد شده میتوان از نمودار شکل ۱۰ استفاده نمود. برای تعیین این ثوابت از برازش منحنی<sup>۱</sup> 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<sup>۲</sup> برابر با 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 سانتی گراد 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.

همان طور که در شکل ۱۲ مشاهده می گردد، 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 سطح مقطع اولیه نمونه، I 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.

$$A = \frac{A_0 L_0}{L} \tag{(1.)}$$

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

در رابطه بالا  $\mathcal{E}_0$  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:

$$E_R(t) = \frac{E(t)}{E_0} \tag{11}$$

در رابطه (۱۲)  $E_R(t)$  مدول بی بعد شده و  $E_0$  مدول در لحظه صفر است. در واقع  $E_0$  مقدار مدول در لحظه صفر بر روی نمودار E(t) می باشد.

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

$$G_{R}(t) = \frac{G(t)}{G_{0}} = \frac{\frac{E(t)}{2(1+\nu)}}{\frac{E_{0}}{2(1+\nu)}} = \frac{E(t)}{E_{0}} = E_{R}(t)$$
(17)

 $\mathbf{r}(\mathbf{x})$ 

 $\mathbf{r}(\mathbf{a})$ 

$$K_{R}(t) = \frac{K(t)}{K_{0}} = \frac{\frac{E(t)}{2(1+\upsilon)}}{\frac{E_{0}}{2(1+\upsilon)}} = \frac{E(t)}{E_{0}} = E_{R}(t)$$
(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:

$$K_{R}(t) = G_{R}(t) = E_{R}(t)$$
(1)

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

<sup>1</sup> Curve Fitting

<sup>2</sup> R-square



شکل ۱۳: مش هرم مثلثی استفاده شده برای مشبندی نمونه Fig. 13: Tetrahedral mesh used to discretize the model



شکل ۱۴: هندسه مدل شده در نرمافزار مولدفلو Fig. 14: Modeled geometry in the Moldflow software

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 شبیهسازی و میزان اعوجاج نمونه واقعی مقایسه گردید.

## ۵–۱– مدلسازی

در ابتدا هندسه نمونه در نرمافزار کتیا مدل شد و سپس نمونه مدل شده وارد نرمافزار مولدفلو گردید. در نرمافزار مولدفلو بر روی نمونه مش هرم مثلثی<sup>۱</sup> ریخته شد و همچنین سیستم راهگاهی و خنککاری طبق قالب ساخته شده که در شکل ۵ نشان داده شده است، ترسیم گردید. با توجه به این که در نرمافزار مولدفلو برای مدل سهبعدی فقط میتوان از نوع مش هرم مثلثی استفاده کرد، لذا همین نوع مش نیز اندازه مش انجام شد که بر طبق آن اندازه المان ۱ میلیمتر انتخاب که منجر به ۵۰۴۲۶ المان هرم مثلثی برای مش بندی نمونه شد. نمونه مش استفاده شده برای مش بندی نمونه شد. نمونه مش منجر به ۱۹۴۴ مهران هرم مثلثی برای مش بندی نمونه شد. نمونه مش منجر به ۱۹۴۶ المان هرم مثلثی برای مش بندی نمونه شد. نمونه مش



شکل ۱۲: تاثیر دمای قالب بر رفتار رهایی از تنش پلی آمید۶ 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 با ۴ درصد میباشد). پلیآمیدیک گرمانرم نیمهبلوری میباشد. یعنی دارای قسمتی بلوری و قسمتی بیشکل است. در ویسکوالاستیک بحث قسمت بیشکل پلیمر است. به عبارت دیگر قسمت بیشکل پلیمر در خواص ویسکوالاستیک ماده تاثیرگذار میباشد. قسمت کریستالی نقش غیر مستقیم دارد و تحرک زنجیرههای قسمت بیشکل را تحت تاثیر قرار میدهد. 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 تقریبا یکی است، لذا میزان تحرک زنجیرههای قسمت بیشکل که تحت تاثیر قسمت لذا میزان تحرک زنجیرههای قسمت میکل که تحت تاثیر قسمت قالب اثر خیلی کمی در رفتار ویسکوالاستیک ماده پلیمری ایجاد میکند [۹۲ و ۳۰].

# ۵- اعتبارسنجی مدل کلی ماکسول جهت بیان رفتار ویسکوالاستیک ماده

جهت اعتبارسنجی توانایی مدل کلی ماکسول جهت مدلسازی درست رفتار این گرید از پلیآمید۶، یک شبیهسازی با استفاده از ضرایب سری پرونی بدست آمده صورت گرفت، بدین صورت که در ابتدا نمونه در نرمافزار مولدفلو تا دمای قالب ۱۰۰ درجه سانتیگراد تحلیل شد و سپس این نمونه با تمام تنشهای پسماند شکل گرفته شده در آن وارد نرمافزار آباکوس شد. در این نرمافزار، نمونه جهت

<sup>1</sup> Tetrahedral

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. طبیعتا نوع مش و تعداد المان نیز دقیقا برابر با نوع مش و تعداد المان در نرمافزار مولدفلو می باشد. 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 دبلیو.ال.اف ضرایب ۲/۴<br/>– $C_1 = 11/4$  و  $C_2 = 61/8$  و لحاظ گردید. همچنین سایر خواص پلیمر مطابق  $T_{ref} = T_{g} = \mathbf{f} \mathbf{r}^{\circ} \mathbf{C}$ با جدول ۱ در نرمافزار آباکوس برای ماده پلیمری تعریف گردید. از طرفى انتقال حرارت همرفت بين نمونه پليمرى با هوا نيز درنظر گرفته  $W/m^2 \circ C$  شد. ضریب انتقال حرارت در نظر گرفته شده برای هوا برابر ۱۵ میباشد. در قسمت شرایط مرزی و بارگذاری هم دمای اولیه ۱۰۰ درجه سانتی گراد 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

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 می شوند.

شکل ۱۸ الف میزان اعوجاج نهایی نمونه در جهت Z محورهای مختصات پس از سردکردن نمونه از دمای ۱۰۰ درجه سانتی گراد تا دمای محیط با خواص ویسکوالاستیک را بصورت شبیه سازی نشان می دهد. میزان اعوجاج حاصل از شبیه سازی برابر ۱/۹۷ میلی متر می باشد. از طرف دیگر شکل ۱۸ ب میزان اعوجاج نهایی نمونه در واقعیت که با دمای قالب ۱۰۰ درجه سانتی گراد 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 ۱۲: (الف) زمان پرشدن، (ب) فشار پرشدن Fig. 17: (a) Fill time, (b) pressure at end of fill



شکل۱۸: 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 ۲/۲۳میلیمتر اندازه گیری 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- نتیجه گیری
در این تحقیق به بررسی رفتار وابسته به زمان پلی آمید ۶ پر داخته شد.

برای این منظور از آزمایش رهایی از تنش استفاده گردید و همچنین مدل کلی ماکسول جهت بیان رفتار ویسکوالاستیک این ماده یلیمری به کار گرفته شد. همچنین جهت اعتبارسنجی این مدل، میزان اعوجاج بوجود آمده در نمونه هنگام سرد شدن از دمای ۱۰۰ به ۲۵ درجه سانتی گراد 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 سانتی گراد اثر بسیار کمی در رفتار وابسته به زمان نمونه یلیمری دارد (حداکثر اختلاف برابر با ۴ درصد می باشد). همچنین با مقایسه میزان اعوجاج نمونه در واقعیت و با آنچه که از شبیهسازی بدست آمد، به میزان اختلاف ۱۳ درصد می سیم 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 اعتبار سنجی آن با نمونه تجربی، از این شبیهسازی می توان جهت پیشبینی میزان اعوجاج نمونه که در مرحله مونتاژ می تواند مشکل آفرین باشد و همچنین بررسی اثر پارامترهای فرآیندی مختلف بر آن قبل از تولید و صرف هزینه، استفاده کرد.

## مراجع

- 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, 2rd 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. Fréderix, J.M. Gloaguen, M. Naït-Abdelaziz, R. Seguela, J.M. Lefebvre, Effects of crystal content on the mechanical behaviour of

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. Schalnat, 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 : Differencial 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 nanoplateletspolyamide 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.