# 基于LS-OPT聚合物材料卡片开发方法的研究

王予津 1，叶晔1 ，刘强1

（1 奥托立夫（上海）汽车安全系统研发有限公司，上海 201807）

**摘要：** 聚合物材料做为汽车轻量化关键技术，在满足设计要求的前提下逐渐替代部分金属部件。聚合物材料力学特性对温度和加载速率等因素表现相对金属材料更为敏感，因此很难获得准确的聚合物材料本构模型用于相关的仿真分析。本文针对安全气囊罩盖材料开展研究，基于不同温度和加载速率下的单轴拉伸实验数据，采用LS-OPT对该材料的应力应变曲线和失效模型中的关键参数进行优化，并将其应用到实际气囊点爆仿真，与实验对标，获得了较好的一致性。

**关键词：**聚合物，安全气囊罩盖，LS-OPT，单轴拉伸，实验对标

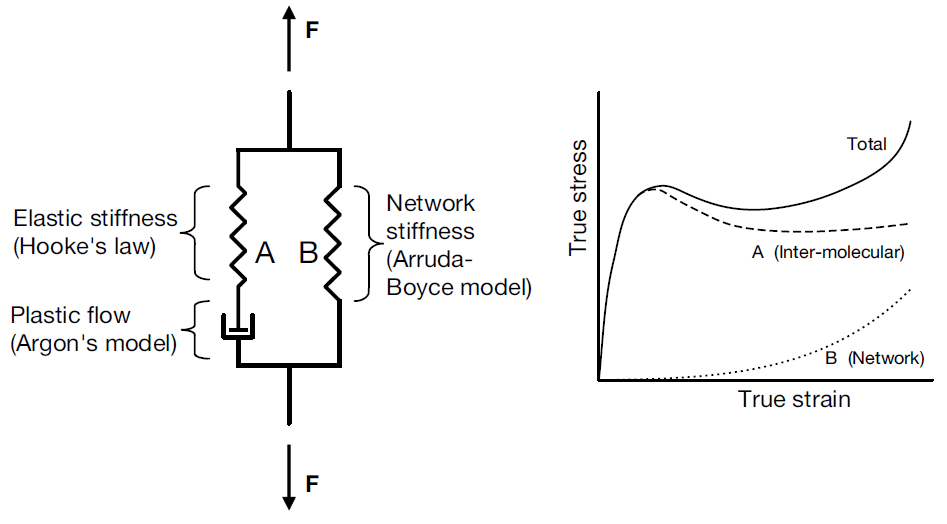
## 0 引言

随着全球对环境和能耗的关注日益提高，包括复合材料、工程塑料和橡胶在内的高分子聚合物材料，因其材料性能具有较高的强质比，被越来越多的应用到汽车轻量化设计当中。但是，相对于传统金属材料，聚合物材料在不同温度和加载速率下所表现出了巨大差异性和敏感性，这些差异包括弹性模量，峰值应力，应力应变曲线以及失效应变，对与基于有限元仿真的部件设计方法而言，材料本构模型的准确程度会影响部件强度及完整型分析的结果。

聚合物的本构模型取决于聚合物的分子链间的力学特性，及分子链本身在不同温度和加载速率下（玻璃化转变温度和熔点温度）的力学特性所决定，其力学特性呈现出明显的粘弹塑性。

目前，构建聚合物材料的本构模型主要采用基于高分子材料分子动力学为基础的理论模型，另外一种是基于唯象理论的本构模型。前者主要基于分子内部和分子链间力学特性采用非线性的弹簧-质量-阻尼单元构建本构模型，而后者主要基于不同形式的函数去拟合实验得到的应力应变曲线。

基于聚合物分子热动力学模型主要以Boyce团队开发的模型为主。其工作主要是在Haward和Thackray[[2](#_ENREF_2)]的工作基础上完成的。1995年，Arruda和Boyce[[4](#_ENREF_4)]提出以他们命名的Arruda-Boyce模型（也称八链模型），主要采用非线性弹簧来描述分子链之间的作用力，成为了应用最为广泛的聚合物本构模型。在考虑了分子链内部和分子链间的作用力，就构成了完整的聚合物材料的粘弹塑性模型。DYNA的168号材料模型是Argon模型和Arruda的模型的组合，但是该模型的提出只是应用在材料屈曲前的模拟仿真，并不能很好的考虑屈曲后材料力学特性。虽然Boyce团队[[5](#_ENREF_5),[6](#_ENREF_6)]对Arruda-Boyce模型进一步改进， [[7](#_ENREF_7)]建立更为完善的本构模型，但是和实验对比，仍然存在较大的差距。



而基于唯象理论构建的本构模型主要以DSGZ模型为代表。2001年，Duan基于Johnson-Cook模型、G’Shell-Jonas模型，Matsuka模型和Brook模型，建立了适用玻璃化和半结晶聚合物的唯象本构模型，该模型所的优势在于只需要三根不同温度和加载速率下的应力应变曲线的五个应力应变点（三个点为同一应力应变曲线上应变对应的应力，另外一个点为相同温度下不同应变率同一应变下的应力，最后一个点为不同温度下同一应变率下相同应变对应的应力），即可构建出关于温度和应变率为函数的本构模型。如式所示。

( 1 )

其中，

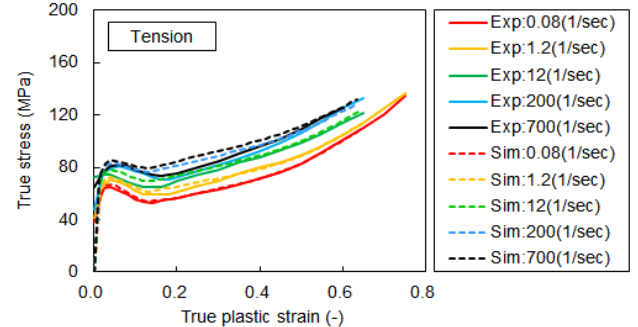
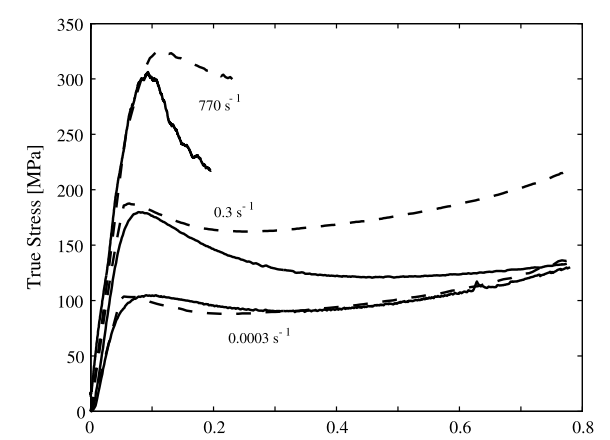
*σ* 为真实应力，*ε*为真实应变，为真实应变率，*T*为绝对温度。*C1*~*C4*，*m*，*K*，*a*，*b*为材料常数。由于采用五个应力应变点进行本构模型的搭建，其模型精度很大程度上取决于选点的位置。

目前，随着DYNA在汽车设计方面的普及，基于DYNA的聚合物材料的开发也逐渐成为各个汽车品牌和科研院所研究的热点[[8-14](#_ENREF_8)]。

(补充dyna年会的文献)

图 1所示的2006年Mulliken-Boyce模型以及2018年Tsuda模型的实验对标结果，可以看出仿真与实验存在明显的差异，尤其是在高应变率下，差异更为明显。

鉴于目前聚合物的本构模型的研究还不够成熟，并不能直接应用在实际的工程当中，因此工程上更多的是直接采用和金属材料类似的处理方法，将单轴拉伸的力-位移曲线转换成有效应力应变进行处理，DYNA软件包括了两种适用于工程的材料卡片，即MAT24号材料和MAT89号材料。本文正是基于LS-DYNA的MAT24号材料卡片和GISSMO失效模型，采用LS-OPT软件进行了不同温度（-30℃、23℃和85℃）及不同加载速率（10 mm/ms, 1 mm/ms, 0.1 mm/ms, 0.001 mm/ms）下的单轴拉伸实验对标和材料参数识别，完成了热塑性塑料材料卡片的开发，并将对标后的材料卡片应用于驾驶员安全气囊点爆的仿真分析中，和实验对比获得良好的一致性，为聚合物材料的开发提供了一种实用的工程方法。



1. Mulliken-Boyce模型 b. Tsuda模型

图 1 仿真-实验对标结果[[14](#_ENREF_14)]

* 1. LS-OPT材料对标平台的搭建

基于LS-OPT优化软件可以直接快速读取DYNA的计算结果文件，并且具有良好的后处理界面，已在材料对标方面日趋成熟，得到了广泛的应用。本文也基于该软件搭建了聚合物材料的材料对标流程，如图 2所示。

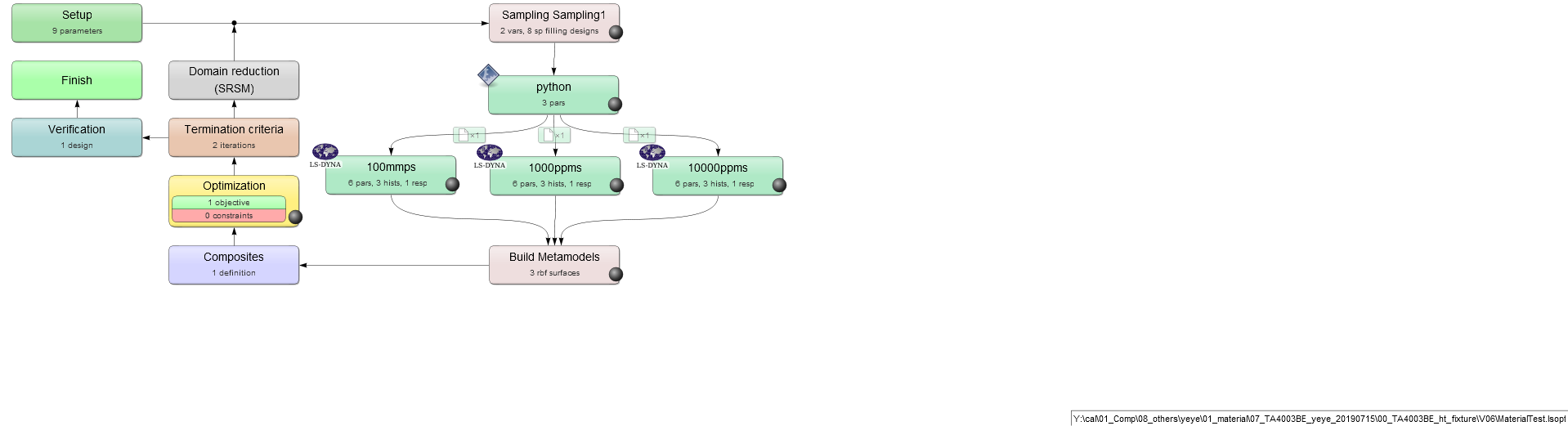


图 2 LS-OPT材料对标流程

参数识别流程包括了两部分的内容：

1. 基于Python语言的24号材料曲线和Gissmo材料失效卡片生成程序。该程序通过对聚合物材料的应力软化和断裂失效阶段的关键参数进行参数化设定和优化迭代，通过每次优化迭代得到的参数获得应力应变曲线和失效应变卡片。

2. 三个应变率下的材料对标DYNA计算程序。该部分主要基于Python生成的材料卡片，完成仿真分析，并将计算结果提供给LS-OPT软件，从而完成基于多个样本点的代理模型的建立。

优化策略上选用的优化空间缩减策略。

1.2 优化策略

鉴于聚合物材料具有温度、应变率敏感的特性，其力-位移曲线和金属材料对比，存在明显的差异：

1. 粘弹性阶段，聚合物材料的力-位移曲线相互之间存在交叉，且弹性模量存在较大差异。

2. 粘塑性阶段，高速拉伸下存在明显局部热软化效应，导致力-位移曲线相交。

3. 断裂失效前，不存在明显的应力衰减（stress fadeout）。

因此，针对上述差异，在建立基于MAT24 号材料卡片时，针对不同区域设置了对应的设计变量。在粘弹性阶段，通过选区截断应变S1，避免应力-应变曲线的相交；在粘塑性阶段，通过设置转折应变S2和转折斜率Slope，避免曲线间的相交；在断裂失效点，借用DYNA的Gissmo模型，实现不同应变率下的单元失效数值FS。此外，考虑在拉伸过程中，样件拉伸会被拉伸很长，而在这一过程中材料的实际应变率会快速下降，因此实验期望得到应力应变曲线，往往在拉伸试验后期对应的是应变率较小的应力应变曲线，因此需要做一些曲线整体的比例缩放Scale和延长S3。

表 1 LS-OPT 中的参数设置

|  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- |
|  | 变量名 | 控制区域 | 说明 |
| 设计变量 | 应力应变曲线截断应变(S1) | 粘弹性区域 | 避免不同应变率下曲线相交 |
| 转折应变(S2) | 粘塑性区域 | 避免不同应变率下的曲线相交 |
| 延长应变(S3) | 粘塑性区域 | 延长段，保证计算稳定 |
| 应变转折斜率(Slope) | 粘塑性区域 | 避免不同应变率下的曲线相交 |
| 失效应变点(FS) | 断裂失效区域 | Gissmo模型 |
| 应力缩放比例(Scale) | 整体 | 不同应变率下应力值比例系数 |
| 响应变量 | 力-位移曲线 |  | DTW |
| 响应组合 | 多个应变率 |  |  |

上述设计变量在MAT24号卡片有效应力-有效塑性应变具体作用如图 3所示。

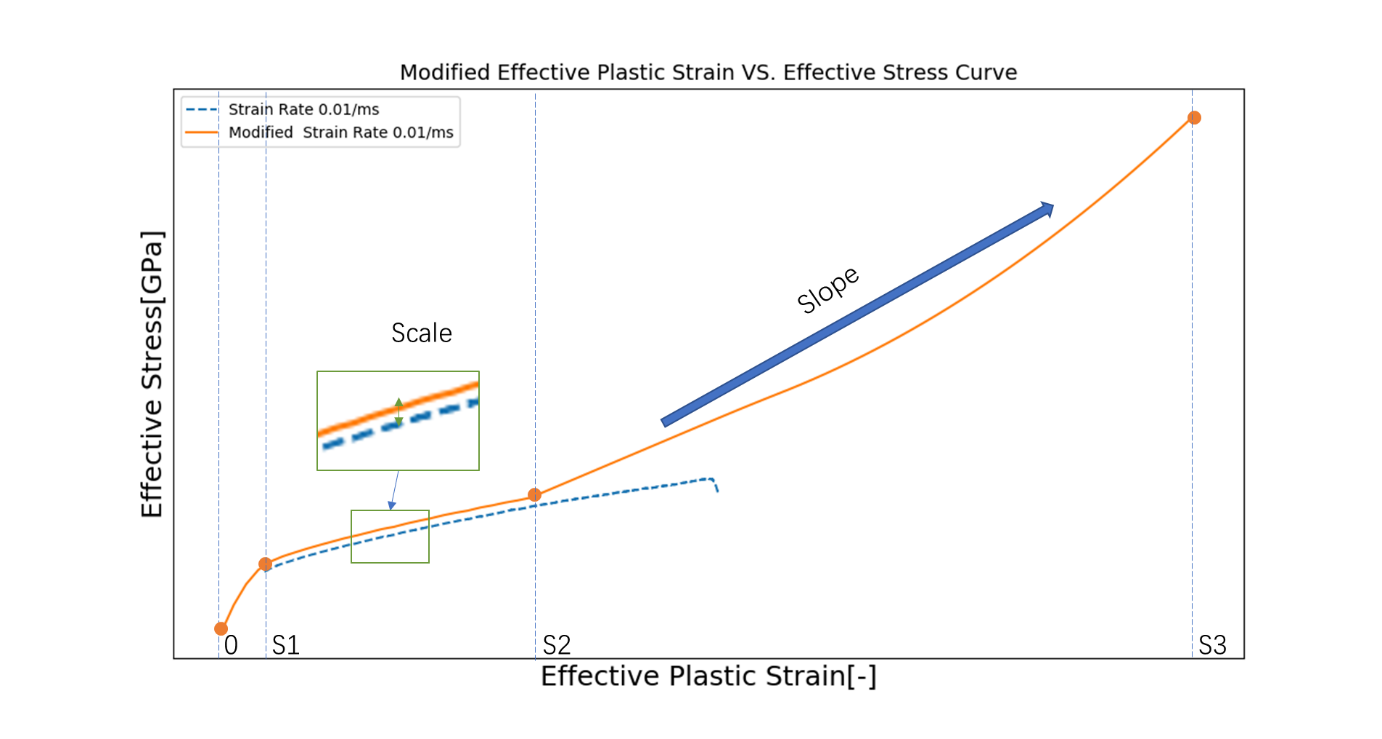


图 3 曲线调整参数示意图

* 1. 聚合物材料卡片开发

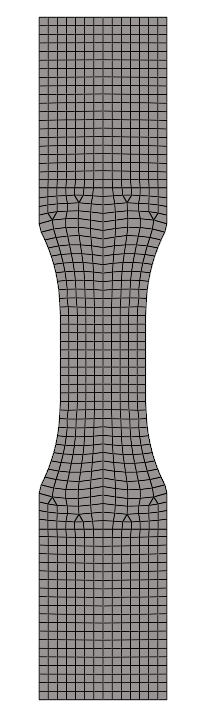
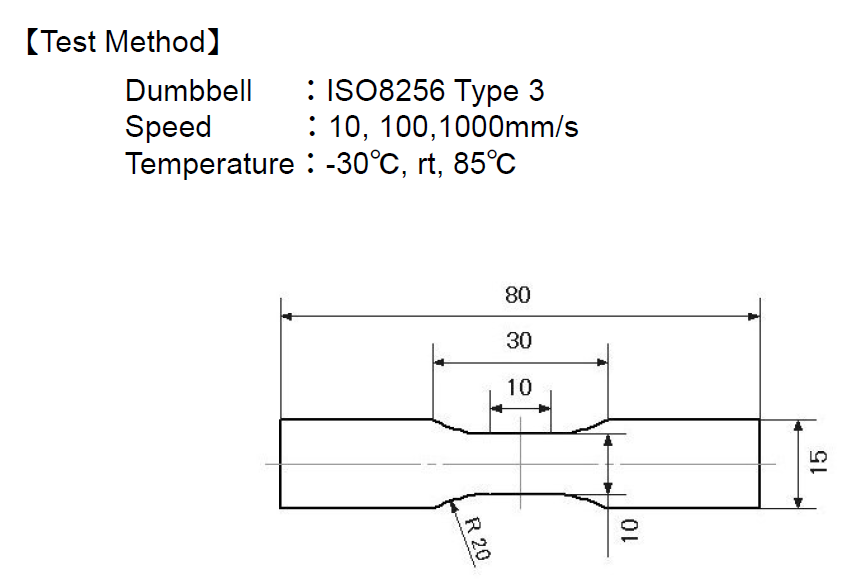
可以考虑失效的DYNA聚合物材料卡片为MAT24号卡片和MAT89号材料卡片。两者差异在于前者将应力应变曲线分为弹性段和塑性段，而后者由于没有明显的弹性和塑性段的差异，因此采用真实应力-应变曲线。当假定一个材料弹性模量时，便可以由MAT89号材料转换到MAT24号材料，但假定的材料弹性模量并不能准确反映材料真实的粘弹性。

本文是基于已有的材料单轴拉伸试验，建立的MAT24号卡片，因此材料的弹性范围内的力学特性并不准确。

2.1 拉伸实验数据

材料卡片开发所用到的材料是一种共混改性的塑料，用于乘用车驾驶员安全气囊罩盖。其拉伸实验的样件采用ISO 8256标准，其几何尺寸如图 3.a所示。试验工况为三个温度下（-30 ℃、23 ℃和85 ℃）和三个加载速率下(10 mm/ms、1 mm/ms和0.1 mm/ms)下进行。

而其对应的有限元模型采用的实体单元建模，其平均尺寸为1 mm，试件厚度方向为三层单元，边界条件也是依据实际试验进行设定。



a. ISO 8256 Type 3实验样件 b. 有限元模型（厚度3层网格）

图 4 实验样件及模型

该材料在力学性能上具有典型的聚合物力学特性，因此实验所得到的力-位移曲线在不同应变率和温度下存在明显差异，如图 4 a，c和e所示的是不同温度和加载速率下的力-位移曲线。

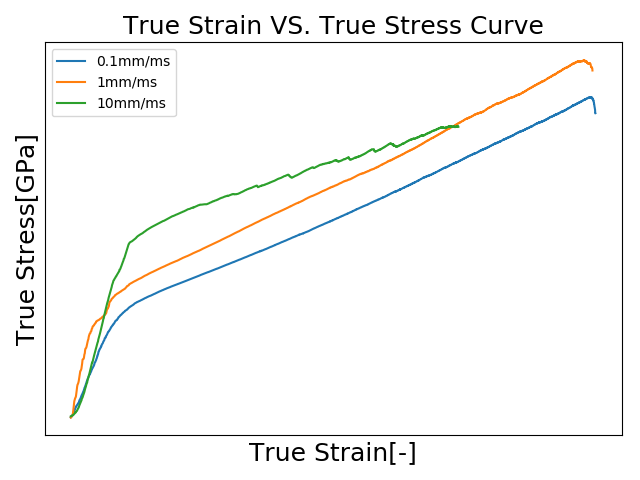
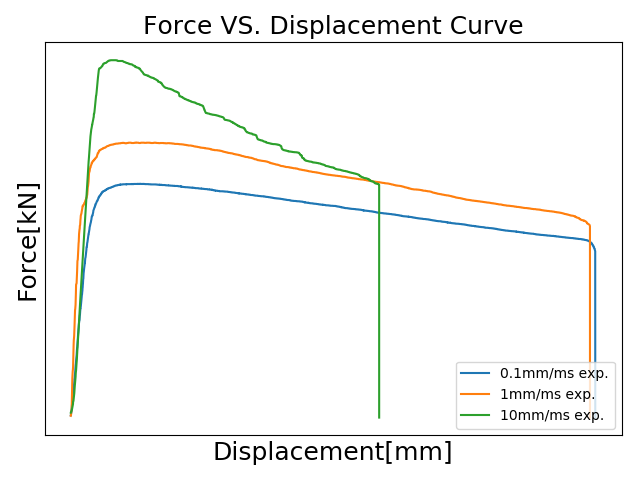
实验得到的力-位移曲线，经过( 2 )和( 3 ) 计算得到材料的真实应力和应变。

( )

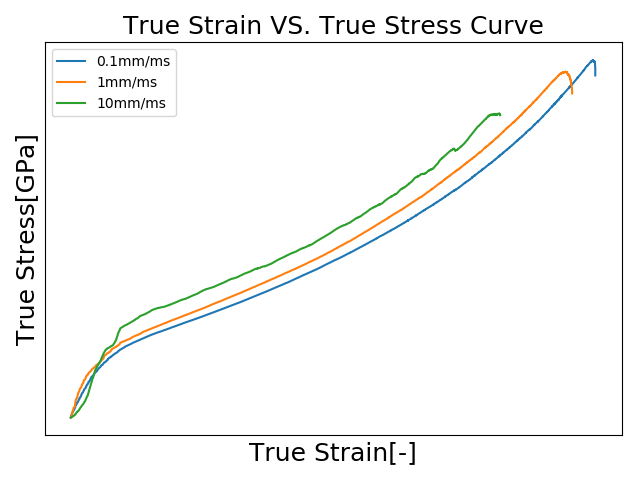
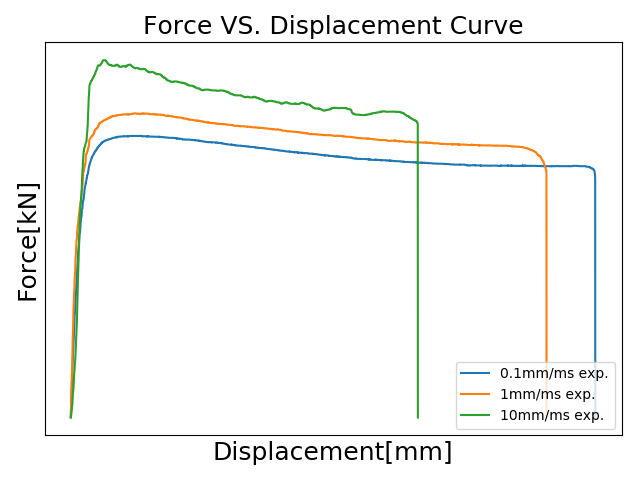
( )

其中，*P*为实验得到的轴向拉伸力， *A*为试件试验段横截面积，*L0*为实验观测段有效长度，*l*为实验得到的拉伸位移。

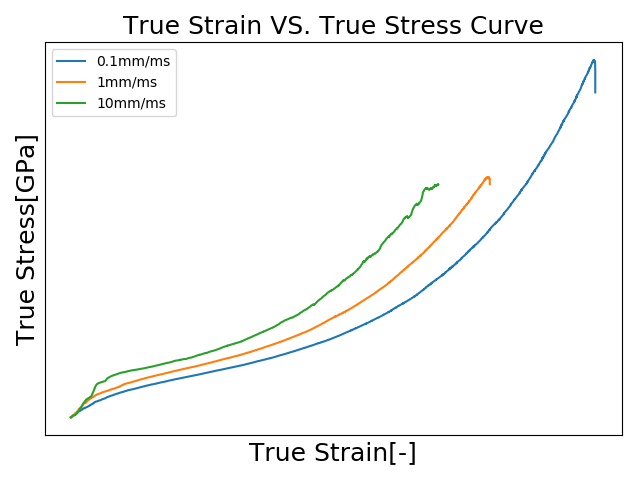
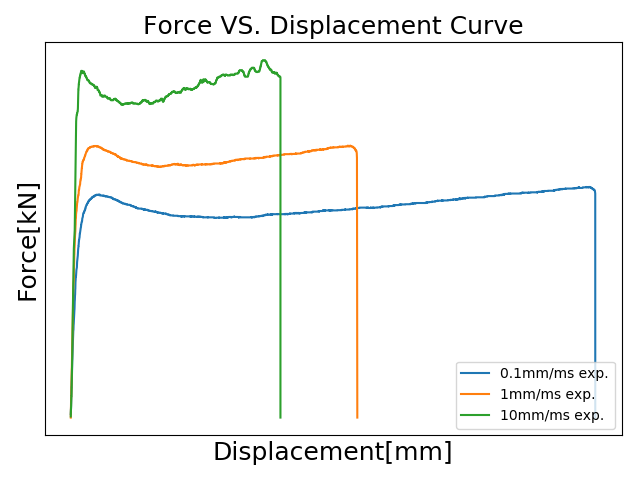
真实应力-应变曲线如图 4 b，d和e所示，该材料在屈服点之前曲线弹性段存在一定的差异，但是相对屈服后的差异较小。在屈服点之后材料存在应变硬化的特点，而且在断裂之前材料没有出现由损伤累积引起的应力衰减现象。此外，可以观察到在低温高速加载过程中，材料的局部热软化效应引起力-位移曲线较为明显的下降，而其他温度下，热软化效应相对较小。



a.-30℃ 力位移曲线 b. -30℃真实应力应变曲线



c.23℃ 力位移曲线 d. 23℃真实应力应变曲线



e.85℃ 力位移曲线 f. 85℃真实应力应变曲线

图 5 材料拉伸实验数据

* 1. 修正后的应力应变曲线及对标分析

上述实验的真实-应力-应变曲线，在给定一个假设的弹性模量后，可由真实应力- 应变曲线，可获得MAT24号卡片的有效应力-有效塑性应变，如式( 2 )所示。

1. ( )

其中，为塑性应变为弹性应变；为真是应力；*E*为假定的弹性模量。

在上述实验基础上。利用LS-OPT对有效应力-有效塑性应变曲线设定的参数进行优化调整，获得优化后曲线（由于LS-OPT所得到的优化结果并不一定是最优的参数，因此部分工作需要手工调试）。图 5所示的是优化前后的有效应力-有效塑性应变曲线，及采用优化曲线的材料单轴拉伸仿真得到的力-位移曲线与实验对比。结果表明不同加载速率的实验所期望得到应变率要低于实际仿真所采用的应变率所对应的应力-应变曲线，这主要是由以下两个方面的原因：

1. 实验所得到的应力-应变是基于标距长度内的材料变形，是长度方向的平均值，而在颈缩出现的局部区域，应变率要远高于这一平均值。
2. 由于聚合物材料具有较高的延伸率，当聚合物被拉长时，由于加载速率没有变化，因此，当标距长度拉伸到几倍初始长度时，材料应变率要远低于小变形过程中的应变率，如图 6所示。

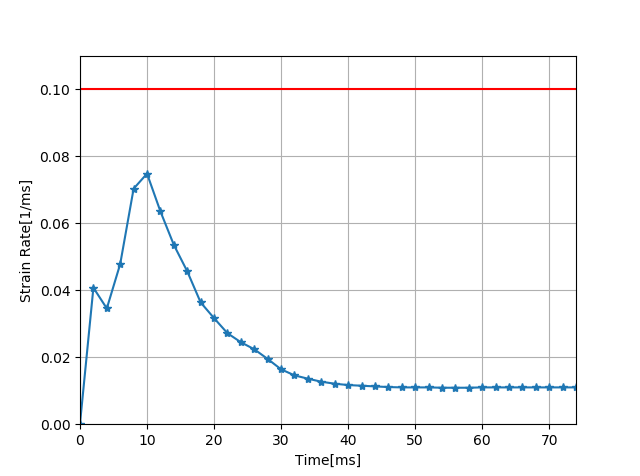
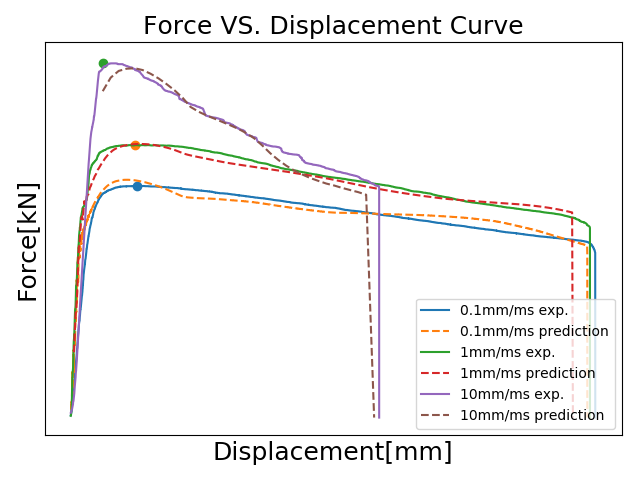
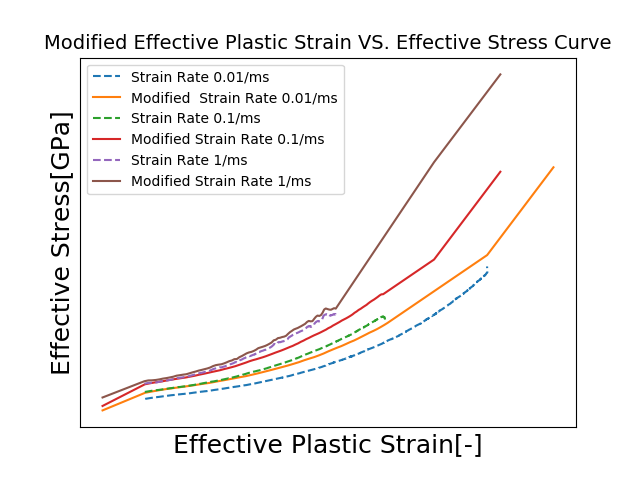
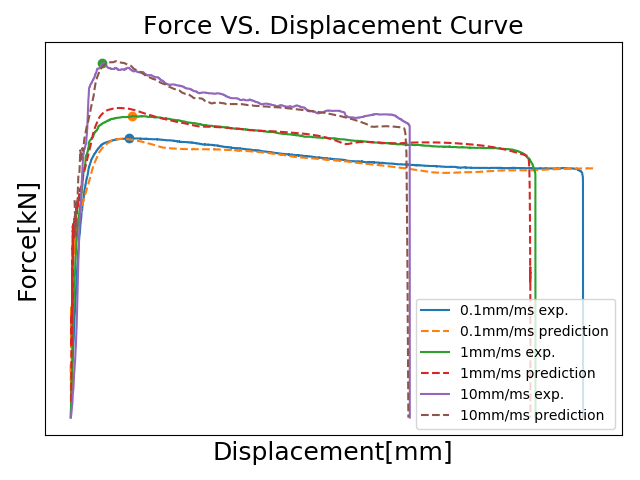
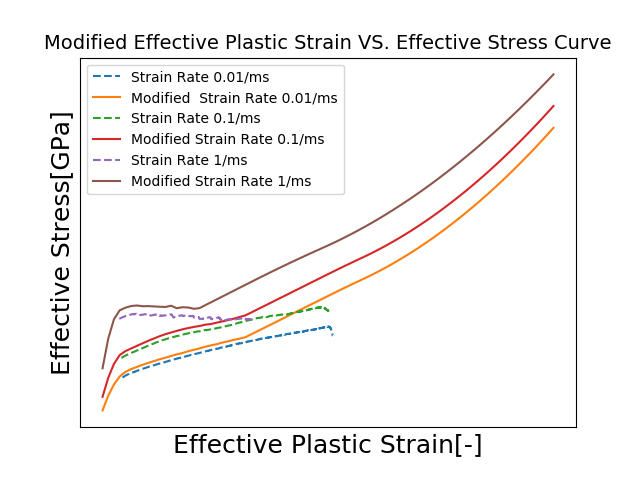


图 6 1 mm/ms 加载速度下仿真模型中失效单元断裂前的应变率变化前历程

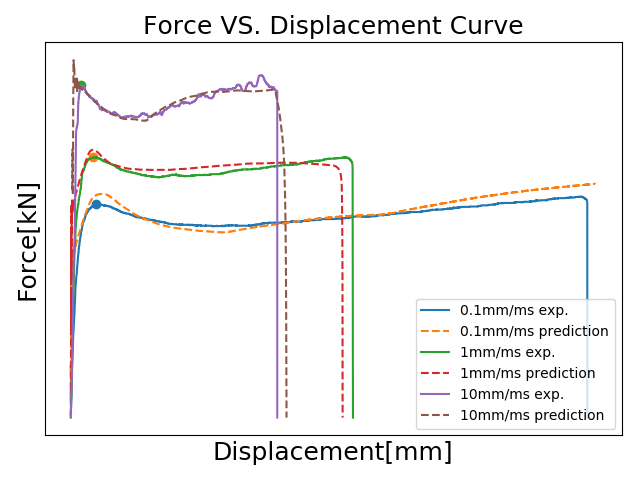
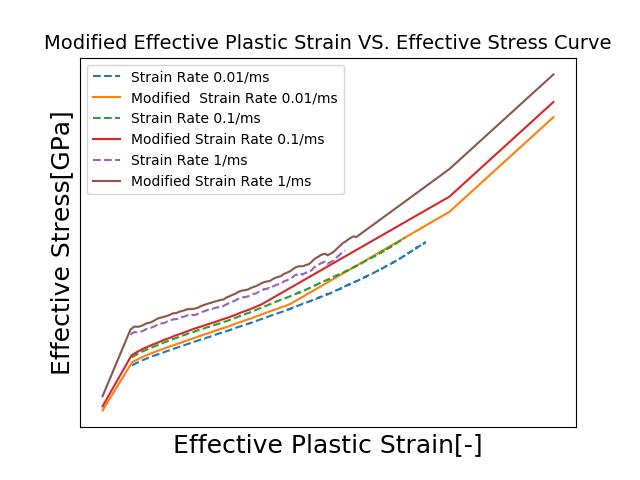
因此，图 7 a，c和e均表现出，在小应变区域，修正的曲线和实验相比差异较小，且曲线的形态基本保持一致。但是进入到应变较大区域，由于实验实际的应变率远低于小应变时的应变率，曲线差异在大应变区更为明显。



a.-30℃ 优化前后真实应力应变曲线 b. -30℃仿真与实验力-位移曲线对比



c.23℃ 优化前后真实应力应变曲线 d.23℃ 仿真与实验力-位移曲线对比



e.85℃ 优化前后真实应力应变曲线 f.85℃仿真与实验力-位移曲线对比

图 7 修正后的应力应变曲线及实验对比

仿真与实验的差异主要通过四个观测量进行对比：材料的力-位移曲线所占面积的比值，表征材料自身韧性，Pearson相关系数表征仿真与实验曲线走势的相关性，峰值比表征材料力-位移曲线峰值力的差异，断时位移比值表征的是仿真断裂时的拉伸位移和实验的比值。

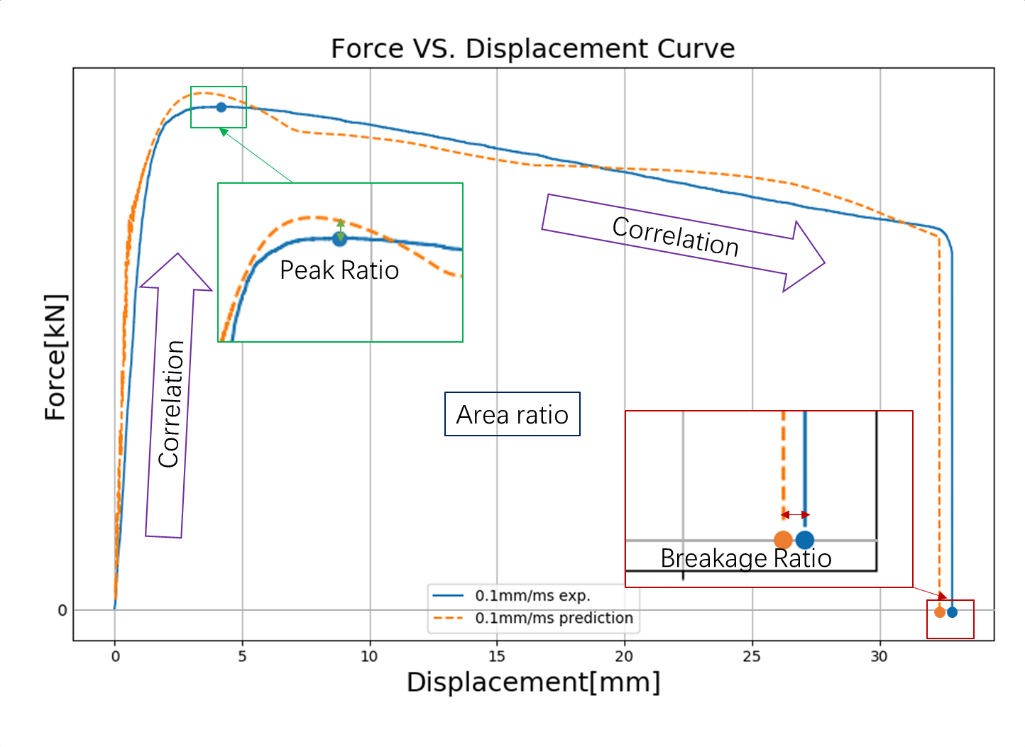


图 8 实验 - 仿真对标量化参数示意图

表 2所示的仿真和实验对比的量化结果，具体量化结果如表 2所示。可以得到，面积比值基本一致，说明材料拉伸初始到断裂时所吸收能量与实验一致，并且通过相关系数，力-位移曲线走势也基本一致，而峰值应力和断裂位移比也差异较小。

表 2 实验 - 仿真对标量化结果

|  |  |  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- | --- | --- |
| 温度  （℃） | 加载速度  (mm/ms) | 面积比值 | Pearson  相关系数 | 峰值比值  (kN) | 断时位移比值 |
| -30 | 0.1 | 0.997 | 0.939 | 1.022 | 0.985 |
| 1.0 | 0.962 | 0.953 | 1.003 | 0.967 |
| 10.0 | 0.955 | 0.817 | 0.921 | 0.984 |
| 23 | 0.1 | 0.984 | 0.949 | 0.997 | 1.024 |
| 1.0 | 0.994 | 0.947 | 0.989 | 0.989 |
| 10.0 | 0.984 | 0.765 | 0.990 | 0.996 |
| 85 | 0.1 | 1.013 | 0.818 | 1.041 | 1.015 |
| 1.0 | 0.967 | 0.837 | 1.028 | 0.963 |
| 10.0 | 0.985 | 0.266 | 0.991 | 1.045 |

* 1. DAB点爆对标

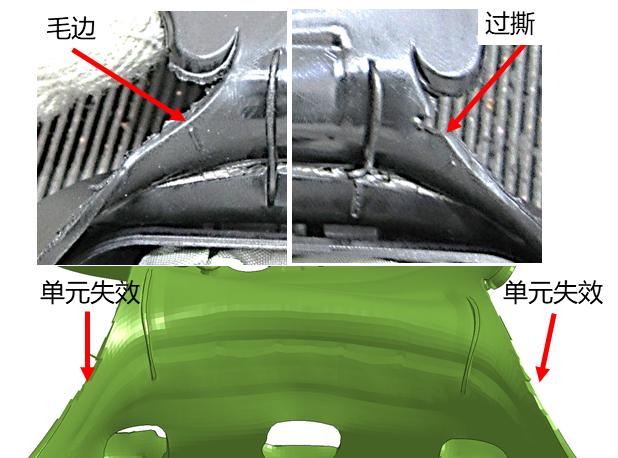
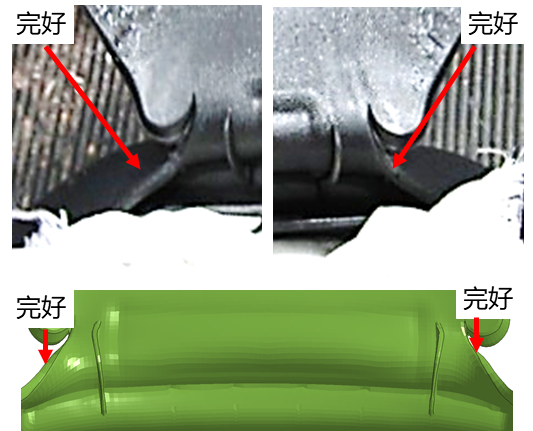
DAB静态点爆实验的目的是为了验证DAB模块中管件部件的结构完整性和功能性。针对DAB塑料罩盖，主要关注点爆过程中其结构完整性。为了进一步验证材料卡片的实用性，将对标得到的材料应用到实际仿真分析中，图 6所示的DAB静态点爆实验现场和仿真模型。仿真-实验对标工况主要是低温和高温两种，实验和仿真结果如图 7所示。

a.实验现场 b.仿真模型

图 9 DAB点爆实验台及仿真模型

对比结果显示低温实验结果一致，铰链撕裂线位置完好。而高温实验中，存在毛边和过撕的现象，仿真中也出现了单元失效的现象，表明仿真和实验的对比结果也基本一致。



a.低温点爆对比 b.高温点爆对比

图 10 DAB点爆仿真分析与实验对比

* 1. 总结

本文针对聚合物材料本构模型的开展了基于LS-OPT材料参数识别，获得了相对于传统方法更为准确的DYNA MAT24号卡片，并将其应用到实际的DAB静态点爆实验中，和实验对比，具有较高的一致性。此外，与材料单轴拉伸试验对比，也得到了以下几点结论:

1. 聚合物材料在高速拉伸过程中，会出现明显的局部热软化效应，该现象在低温较为明显；
2. 由于聚合物延伸率较高，聚合物材料单轴拉伸速度所期望的应变率在高应变区域存在明显下降。

尽管本文所论述的方法可以针对指定的温度下的材料卡片开发有较高的准确性，但是由于不能建立一个关于温度和应变率的函数。因此，所开发的材料卡片只限于特定温度下和应变率范围内的材料力学特性的描述。

A theory for the low-temperature plastic deformation of glassy polymers

Large inelastic deformation of glassy polymers

Polymer based aerospace structures under high velocity impact applications; experimental, constitutive and finite element analysis

## 参考文献

[1] Ree T, Eyring H. Theory of Non‐Newtonian Flow. II. Solution System of High Polymers[J]. Journal of Applied Physics, 1955, 26(7): 800-809.

[2] Haward R N, Thackray G. The Use of a Mathematical Model to Describe Isothermal Stress-Strain Curves in Glassy Thermoplastics[J]. Proceedings of the Royal Society A Mathematical Physical & Engineering Sciences, 1968, 302(1471): 453-472.

[3] Chen W W, Bo S. Dynamic Characterization of Soft Materials[M]. 2009.

[4] Arruda E M, Boyce M C. Evolution of plastic anisotropy in amorphous polymers during finite straining[J]. International Journal of Plasticity, 1993, 9(6): 697-720.

[5] Bergstom, J. S, Boyce, et al. Constitutive modeling of the large strain time-dependent behavior of elastomers[J]. Journal of the Mechanics & Physics of Solids, 1998, 46(5): 931-954.

[6] Qi H J, Boyce M C. Stress–strain behavior of thermoplastic polyurethanes[J]. Mechanics of Materials, 2005, 37(8): 817-839.

[7] Mulliken A D, Boyce M C. Mechanics of the rate-dependent elastic–plastic deformation of glassy polymers from low to high strain rates[J]. International Journal of Solids & Structures, 2006, 43(5): 1331-1356.

[8] A.Haufe, Bois P a D, S.Kolling, et al. A semi-analytical model for polymers subjected to high[C]. 5th European LS-DYNA Conference, 2005.

[9] Bergstorm S T J. High Strain Rate Testing and Material Modeling of an Aniisotropic Glass Fiber Filled Polyetherimide[C]. 15th International LS-DYNA Users Conference, 2018.

[10] Dorleans V. A Viscoelastic-Viscoplastic Time-Temperature Equivalence for Thermoplastics[C]. 12th European LS-DYNA Conference, 2019.

[11] Michau V D R D F L D N-C B B G H B B H M E. A Viscoelastic-Viscoplastic Time-Temperature Equivalence for Thermoplastics[C]. 12th European LS-DYNA Conference, 2019.

[12] R.Balieu;F.Lauro;B.Bennani;B.Bourel;K.Nakaya;E.Haran. Behaviour model for semi-crystlline polymer, application to crashwothiness simulations[C]. 8th European LS-DYNA Users Conference, 2011.

[13] Sophie Du Bois;Anirban Basudhar;Katharina Witowski I G N S. An LS-OPT Methodogy for Utilizing Partial Curve Data for the Calibration of material models[C]. 12th European LS-DYNA Conference, 2019.

[14] T.Tsuda;A.Abe;R.Akita;T.Numata;K.Mimura;S.Tanimura. Dynamic Constitutive Model foe Polymers with Considering Strength-Differential Effect and Strain Rate Dependency[C]. 15th International LS-DYNA Users Conference, 2018.