DOI: 10.3901/JME.2019.18.070

基于各向异性损伤理论的 AZ31B 镁合金管材 热态内压成形性能

温 玥 陈章华

(北京科技大学数理学院 北京 100083)

摘要: 在对金属管材的热态内压成形加工过程中, 由于镁合金相对于传统钢材体现出更为复杂的材料特性, 使其在生产工艺和数值模拟等方面的研究更具有挑战性, 其中破裂失效成为制约其产品质量的重要因素。通过对 AZ31B 镁合金的热态内压试验和有限元模拟分析, 微观结构观察和相关材料常数测定, 可以有效地对其材料损伤演化规律及破坏形式进行预测, 预判裂纹产生的危险区域及扩展方式。研究表明, 从室温过渡到 300 °C 的范围内, AZ31B 镁合金管材的成形性能随着温度提高而显著提升。为了避免在塑性成形的过程中出现弯曲起皱现象, 并进一步提高成形件的尺寸精度, 应该使其初始轴向进给保持在较低的状态, 然后使其随着内压的增长而同步提升, 并在轴向进给结束后, 进一步小幅增加内压并保持。以连续损伤力学为基础, 通过建立各向异性损伤的材料模型并与相关试验相互验证, 能够有效地描述 AZ31B 镁合金的力学行为, 并对其成形过程中相关的工艺参数提供依据。

关键词: AZ31B 镁合金; 热态内压; 各向异性损伤; 有限元分析; 工艺参数

中图分类号: TG386

Failure Analysis of the Tube Hydroforming Process Based on Anisotropic Damage Coupling Model

WEN Yue CHEN Zhanghua

(School of Mathematics and Physics, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083)

Abstract: Hydroforming of Magnesium tubes presents challenges due to its more complex constitutive behavior. Compared to steel, its low thermoplasticity formability brings more issues in experimental and simulation work. Cracking often limits the quality of product during the hydroforming process. Tube hydroforming experiments along with the finite element analysis, microstructure and mechanical properties of magnesium alloy AZ31B tube hydroforming are investigated to demonstrate the damage evolution during the process. The dangerous area with high risk of failure is predicted. It is found that formability of magnesium alloy AZ31 can be enhanced with elevated temperature range from room temperature to 300 °C. Low initial axial feed and then increased simultaneously with the internal pressure can avoid possible overall buckling and wrinkling. To improve the dimension accuracy of the specimens, internal pressure is further increased when the axial feed is eventually exhausted. Based on continuum damage mechanics, a ductile damage model which takes account of anisotropic behavior of magnesium alloy AZ31B is integrated into an explicit finite element frame work and also be validated with experimental work. Insights are provided for the variation of different process parameters related to formed specimens.

Keywords: magnesium alloy AZ31B; hydroforming; anisotropic damage; finite element analysis; process parameter

0 前言

管材热态内压成形是近年来出现的一种利用金属热塑性成形原理, 通过控制变形区温度场, 并在

特定模具内同时施以均匀内压和轴向进给, 以获得管材零件成型的新加工技术^[1]。与传统制造工艺相比, 管材热态内压成形不仅能够提高产品的生产效率和材料利用率, 并且能使零件获得良好的尺寸精度和机械性能, 满足当前塑性成形产品结构轻量化, 高效环保的应用需求^[2]。

有限单元法区别于传统管材热态内压成形研究

中的试错法, 可以有效的模拟管材成形过程, 分析材料的内部应力, 应变分布及损伤情况, 并对加工过程中的试验参数提供优化依据, 因此得到了广泛的应用。FANN 等^[3]结合梯度优化方法和有限元方法, 对 T 形管材的热态内压成形过程中的加载路径进行优化。而 CRAPPS 等^[1]在有限元分析的基础上, 通过提出独立的内变量参数, 建立了 T 形铜管材热态内压成形的塑性损伤模型。

镁合金由于其密度小, 比强度高, 减震性好等优点, 在交通、军工、航空航天工业、3C 领域均得到广泛的应用, 但由于其密排六方晶体结构在室温下独立的基面滑移系有限, 导致塑性变形加工困难。研究表明, 随着温度的升高, 镁合金的附加角锥滑移面开始作用, 塑性变形能力显著增强^[4], 镁合金材料的最佳加工温度为 150 °C 到 300 °C^[5]。另一方面, 镁合金在轧制过程中, 由于基面滑移和拉伸会产生明显的各向异性的力学性能。

为了准确表征各向异性金属材料的屈服行为, 1948 年, HILL^[6]将各向异性系数引入屈服准则, 首次提出了正交各向异性屈服准则。后来, HILL 又对这一屈服准则进行了大量的试验和改进, 相继提出了 HILL79^[7]、HILL90^[8]、HILL93^[9]等各向异性屈服准则, 用以处理材料的异常行为。在此基础上, BARLAT 等^[10]于 1989 年提出了适用于平面应力状态的三参数各向异性屈服准则。随后, BARLAT 等人相继提出了 BARLAT91 屈服准则^[11]和 YLD2000-2D^[12]屈服准则, 使其具有较高的精度和更强的适应性。2004 年, YOON 等^[13]将 YLD2000-2D 屈服准则编入有限元程序中, 对板材拉深试验进行模拟。与试验结果相对比, YLD2000-2D 可以更加准确的描述铝合金板材的各向异性特性及成形过程。2008 年, TETSUO 等^[14]在对不同温度下镁合金板材的成形研究中, 依据 BARLAT 屈服准则来描述镁合金的初始屈服面和后继加载屈服行为。

通过连续损伤力学的研究表明, 在多晶金属的塑性成形过程中, 材料的损伤行为通常描述为由于微孔洞萌生、成核、聚结、贯通等一系列不可逆变化所引起的材料性能或结构连续性的逐渐减弱^[15]。考虑到损伤的累积整体效应, 通过在材料的本构模型中引入损伤变量, 建立损伤模型, 可以有效的表征材料的损伤状态。各国学者先后定义了多种损伤变量来描述材料或结构的损伤状态, 在 LEMAITRE^[16]和 TVERGAARD^[17]等的早期研究中, 损伤变量被定义为标量形式, 表征为材料或结构的有效承载面积相对减少。在此基础上, CHOW 等^[18], CHABOCHE^[19], LU 等^[20]将损伤张量引入损伤模型, 能够更真实地

反映微观裂纹的排列状态和力学性能。

本文考虑到 AZ31B 镁合金的热态内压过程所表现出来的各向异性行为, 将 LAMAITRE 的各向异性损伤理论和 BARLAT 各向异性屈服准则编入用户材料子程序 VUMAT 中, 并嵌入到有限元软件 ABAQUS/Explicit 中, 数值模拟计算得出材料成形过程中轴向和环向的损伤量, 并进行损伤和失效分析, 与试验结果相互验证。同时, 通过对成形过程所包含的相关材料参数和加载路径的不断改进, 可以提高 AZ31B 镁合金管材热态成形性能。

1 本构模型

1.1 各向异性屈服准则

为了更精确地表征薄板金属的各向异性特性, BARLAT 等^[12]在原有 YLD89 的基础上, 于 2003 年提出了适用于平面应力问题的 YLD2000-2D 各向异性屈服准则, 其数学表达为

$$\varphi = \varphi' + \varphi'' = 2\bar{\sigma}^a \quad (1)$$

$$\varphi' = |X'_1 - X'_2|^a, \varphi'' = |2X''_2 + X''_1|^a + |2X''_1 + X''_2|^a \quad (2)$$

式中, X'_k , X''_k ($k=1,2$) 为矩阵 $\mathbf{X}$ ($\mathbf{X}'$ 或 $\mathbf{X}''$) 的主值, 矩阵 $\mathbf{X}$ ($\mathbf{X}'$ 或 $\mathbf{X}''$) 由应力变量通过下列线性变化得到

$$\begin{aligned} \mathbf{X}' &= \mathbf{C}' \cdot \mathbf{X} = \mathbf{C}' \cdot \mathbf{T} \cdot \boldsymbol{\sigma} = \mathbf{L}' \cdot \boldsymbol{\sigma} \\ \mathbf{X}'' &= \mathbf{C}'' \cdot \mathbf{X} = \mathbf{C}'' \cdot \mathbf{T} \cdot \boldsymbol{\sigma} = \mathbf{L}'' \cdot \boldsymbol{\sigma} \end{aligned} \quad (3)$$

其相关转换矩阵为

$$\mathbf{T} = \begin{pmatrix} 2/3 & -1/3 & 0 \\ -1/3 & 2/3 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (4)$$

$$\mathbf{C}' = \begin{pmatrix} \alpha_1 & 0 & 0 \\ 0 & \alpha_2 & 0 \\ 0 & 0 & \alpha_7 \end{pmatrix}$$

$$\mathbf{C}'' = \frac{1}{3} \begin{pmatrix} 4\alpha_5 - \alpha_3 & 2\alpha_6 - 2\alpha_4 & 0 \\ 2\alpha_3 - 2\alpha_5 & 4\alpha_4 - \alpha_6 & 0 \\ 0 & 0 & 3\alpha_8 \end{pmatrix} \quad (5)$$

转化矩阵 $\mathbf{C}'$ 和 $\mathbf{C}''$ 中的 α_k ($k=1, 2, \dots, 8$) 是各向异性常数, 可以与 YLD89 屈服准则中的各向异性常数相互转换^[21], $\bar{a}$, $\bar{c}$, $\bar{h}$, $\bar{p}$ 为 YLD89 中的各向异性常数, 而屈服准则指数 M 与材料的晶体结构相关, 镁合金属于密排六方结构, M 值应取 6。其关系式为

$$\begin{aligned} \alpha_1 &= (2 - \bar{h})(\bar{c})^{1/M} \\ \alpha_2 &= (2\bar{h} - 1)(\bar{c})^{1/M} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}\alpha_3 &= \alpha_4 = \bar{h}(\bar{a})^{1/M} \\ \alpha_5 &= \alpha_6 = (\bar{a})^{1/M} \\ \alpha_8 &= \alpha_7 \left(\frac{\bar{a}}{\bar{c}} \right)^{1/M} = \bar{p}(\bar{a})^{1/M}\end{aligned}\quad (6)$$

1.2 各向异性损伤模型

2000年, LEMAITRE等^[22]建立了考虑各向异性损伤的弹塑性材料的本构方程, 将其损伤定义为二阶张量 $\mathbf{D}$, 其表达式为

$$\mathbf{D}_{ij} = \begin{pmatrix} D_1 & 0 & 0 \\ 0 & D_2 & 0 \\ 0 & 0 & D_3 \end{pmatrix} \quad (7)$$

第一方向等效应力 $\bar{\sigma}_{11}$ 的表达式为

$$\bar{\sigma}_{11} = \frac{2}{3} \cdot \left(\frac{\sigma}{1-D_1} \right) + \frac{1}{3} \cdot \frac{\sigma}{1-(D_1+D_2+D_3)/3} \quad (8)$$

如果退化到各向同性损伤的情况, 各主应力方向的损伤量相等 ($D_1=D_2=D_3=D$), 则可以得到与各向同性损伤理论一致的等效应力公式

$$\bar{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{1-D} \quad (9)$$

各向异性材料的损伤增量演化方程为

$$\dot{D}_{ij} = \left\{ \frac{\bar{\sigma}_{eq}^2}{2ES} \left[\frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu) \left(\frac{\tilde{p}_H}{\bar{\sigma}_{eq}} \right)^2 \right]^q \right\} |\dot{\varepsilon}_{ij}^{pl}| \quad (10)$$

式中, $\dot{D}_{ij}$ 表示 ij 方向的损伤增长量, $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pl}$ 为沿 ij 方向塑性应变增量, ν 是材料的泊松比, q 和 S 是材料参数, $\bar{\sigma}_{eq}$ 为等效应力, $\tilde{p}_H$ 为等效静水压力。

1.3 数值算法

本节叙述了各向异性损伤模型的数值积分方法, 并以增量步的形式编写入有限元程序 VUMAT 中。其本构模型主要包含弹性预测和塑性修正两个部分, 首先对于给定时间增量步 $[t_n, t_{n+1}]$, 给出应变增量 $\Delta \varepsilon = \varepsilon_{n+1} - \varepsilon_n$, 具体实现步骤如下。

(1) 在初始阶段, 假设应变增量为纯弹性, 且材料初始损伤为 D_n , 计算并得到弹性预测阶段的应力 σ_{n+1}^{etrial} , 静水压力分量 p_{n+1}^{etrial}

$$\begin{aligned}\varepsilon_{n+1}^{etrial} &= \varepsilon_n^e + \Delta \varepsilon & \varepsilon_{eq,n+1}^{etrial} &= \varepsilon_{eq,n}^e & D_{n+1} &= D_n \\ \sigma_{n+1}^{etrial} &= \sigma_n^e + \mathbf{C} : \Delta \varepsilon_{n+1} \\ p_{n+1}^{etrial} &= -\frac{1}{3} \sigma_{n+1}^e : \mathbf{I}\end{aligned}\quad (11)$$

式中, $\mathbf{I}$ 为单位矩阵, $\mathbf{C}$ 为四阶弹性模量, 在针对平面应力问题并考虑初始损伤 D_n 的情况下, 其表达式可简化为

$$\mathbf{C} = \begin{pmatrix} K_{11} & K_{12} & 0 \\ K_{21} & K_{22} & 0 \\ 0 & 0 & K_{66} \end{pmatrix}^{-1} \begin{pmatrix} \lambda + 2G & \lambda & 0 \\ \lambda & \lambda + 2G & 0 \\ 0 & 0 & 2G \end{pmatrix} \quad (12)$$

式中, λ 为拉梅常数, G 为剪切模量, K_{ij} 为与材料损伤相关的材料参数, 表达式如下

$$\begin{aligned}K_{11} &= \frac{4}{9(1-D_1)} + \frac{1}{9(1-D_2)} + \frac{1}{9(1-D_3)} + \frac{1}{3(1-D_H)} \\ K_{12} = K_{21} &= -\frac{2}{9(1-D_1)} - \frac{2}{9(1-D_2)} + \frac{1}{9(1-D_3)} + \frac{1}{3(1-D_H)} \\ K_{66} &= \frac{1}{\sqrt{(1-D_1)(1-D_2)}}\end{aligned}\quad (13)$$

(2) 根据 YLD2000-2D 屈服准则计算等效应力 $\bar{\sigma}_{n+1}$, 与屈服应力 σ_0 比较, 判断当前状态

$$\bar{\sigma} = \left[\frac{1}{2} \left(|X'_1 - X'_2|^a + |2X''_2 + X''_1|^a + |2X''_1 + X''_2|^a \right) \right]^{1/a} \quad (14)$$

如果 $\bar{\sigma} \leq \sigma_0$, 当前时间步为弹性状态, $\bar{\sigma}_{n+1} = \sigma_{n+1}^{etrial}$ 。

如果 $\bar{\sigma} > \sigma_0$, 当前时间步为塑性状态, 往下进行到第(3)步进行塑性修正。

(3) 塑性计算。计算塑性流动方向 $\mathbf{n}$

$$\mathbf{n} = \frac{\partial \phi}{\partial \sigma} \quad (15)$$

在保证流动准则、屈服条件和一致性条件都成立的情况下, 进行 Newton-Raphon 迭代

$$\begin{aligned}g(\Delta \bar{\varepsilon}_n^{pl}) &= \bar{\sigma} - 3G\Delta \varepsilon_n^{pl} - \sigma_0 \\ D(g(\Delta \bar{\varepsilon}_n^{pl})) &= -(3G + H') \\ \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} &= \Delta \bar{\varepsilon}_n^{pl} - \frac{g(\Delta \bar{\varepsilon}_n^{pl})}{D(g(\Delta \bar{\varepsilon}_n^{pl}))}\end{aligned}\quad (16)$$

当 $|g(\Delta \bar{\varepsilon}_n^{pl})| < 10^{-8}$ 时, 迭代停止, 方法收敛, 进入下一步进行应力更新, 否则迭代达到预定次数即退出计算。

(4) 更新应变, 应力及状态变量

$$\begin{aligned}\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} &= \bar{\varepsilon}_n^{pl} + \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \\ \sigma_{ij} &= n_{ij} \sigma_0 + S_{ij} \\ \varepsilon_{n+1}^e &= \varepsilon_n^e - n_{ij} \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \\ \varepsilon_{n+1}^{pl} &= \varepsilon_n^{pl} + n_{ij} \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl}\end{aligned}\quad (17)$$

(5) 更新损伤状态变量: 由式(10)及式(17)可计算出板材轧向和与轧向垂直方向损伤增量 ΔD_1 和 ΔD_2 , 当损伤总量 $D = \sqrt{D_1^2 + D_2^2} \geq D_{cr}$ 时, 表明材料单元失效。

(6) 进入下一时间步。

2 AZ31B 镁合金管材热态内压成形试验

2.1 试验材料

试验中所使用材料为 AZ31B 镁合金(化学成分如表 1 所示)管材, 管壁厚 1.2 mm, 管外径 22 mm。

表 1 AZ31B 镁合金的质量分数 %

化学成分	Mg	Al	Zn	Mn	其他
质量分数	95.5	3	1	0.4	0.1

2.2 镁合金管材材料参数的获取

考虑到 AZ31B 镁合金管材力学性能在其环向和轴向的各向异性特性, 本次试验使用 Mainframe 810 材料试验机, 对目标管材分别从 X 环向(图 1a), Y 轴向(图 1b)取样进行单向温热拉伸试验, 试验温度分别设定在 100 ℃、200 ℃、300 ℃, 可以得到与管材热态内压成形相关的材料参数如表 2 所示。

图 1 AZ31B 镁合金试验样品取样示意图及实物图

表 2 AZ31B 镁合金管材力学性能参数表

温度/℃	弹性模量/ GPa	泊松比	屈服应力/ MPa	抗拉强度/ MPa	各向异性参数 r_0	各向异性参数 r_{90}
100	24.0	0.35	150	216	1.90	3.42
200	19.0	0.35	80	107	1.82	2.81
300	17.0	0.35	52	80	1.16	0.95

2.3 镁合金管材热态内压成形试验

本次热态液内成形试验设备为 OMERA 液压成

形试验机及其换装液压成形套件, 试验设备及示意图分别如图 2、3 所示。图 2 中右侧为液压成形套件的放大图, 包含了双向可调节进给速率的液压推杆, 液压推杆中件可以通过预加温、加压的液压油。该设备完全采用计算机控制, 成形过程完全实现自动控制。增压器与左右水平推缸、中间水平推缸均采用 PLC 控制, 可随时监测位移, 以及管材内部液压油压力。

图 2 OMERA 液压成形

图 3 试验工装示意图

液压机及模具的工作原理如下: 首先将预加热的镁合金管件放入下凹模固定, 管材用两端的空心密封塞(控制进给量)密封, 然后通过压下上凹模, 使其整体密合, 并导入热油。通过加热装置, 加热整个模具及热油并保温 10 min。通过 PLC 控制置压力机行程, 同时控制加载内压强变化, 从而控制加载曲线。图 4 为管材热态内压成形过程示意图。

图 4 管材热态内压成形过程示意图

实际上由于镁合金管材热态内压成形的加载过程中包含很多复杂的因素, 很难精确地控制轴向进给力, 所以一般都是通过控制轴向进给量和内压的变化关系来得到加载的控制曲线。如图 5 所示为本试验中所设计的加载曲线, 其中针对镁合金管材适合的计算压强分别设计了四组加载曲线。加载曲线为阶段性等比例加载, 轴向进给量分别为 2 mm 和 4 mm, 管材最大内压分别为 12 MPa 和 16 MPa。

图5 AZ31B 镁合金管材热态内压成形的加载曲线

在实际成形过程中, 为了避免管材的隆起或起皱现象, 要求进给量保持在较低的水平, 而为了满足管材的尺寸精度, 则要求较高的内压。因此选取图5中的加载曲线1为例, 在对其加载曲线和成形过程的比较研究发现, 管材热态内压成形过程的两个主要阶段分别为屈服和成形, 为了减少管口两端的残余应力, 要求轴向进给量在满足使材料屈服的条件尽量降低, 而内压则在轴向进给量终止后应进一步适量增加, 以满足成形的要求。图6a给出了AZ31B 镁合金管材在成形过程中改进后的加载曲线, 图6b为成形阶段示意图, 0阶段为初始阶段, 1阶段为屈服阶段, 材料随着进给量和内压的逐渐增高, 管材屈服变形并与凹模内壁接触并逐渐成形。2阶段为成形阶段, 当进给量耗尽而内压逐渐增大, 管材进一步成形并满足形状和尺寸精度的要求。3阶段为最终成形。

图6 AZ31B 镁合金管材随加载曲线变化的成形过程图

AZ31B 镁合金管材在 100 °C 和 200 °C 的温度下热态内压成形过程中, 按照图6a所给出的加载曲线进行加载, 材料均产生失效, 由于裂纹的出现导致管壁内部压力泄漏, 试验自动停止。其

试样照片如图7所示。裂纹位于镁合金管材的中部, 整个管件只有一条裂纹, 裂纹平行于管材轴向方向。

图7 不同温度下 AZ31B 镁合金管材热态冲压成形实物图

图8为AZ31B 镁合金管材在 300 °C 的成形温度下按照不同加载路径的成形结果, 可以明显看出, 在 300 °C 的成形温度下, 随着材料流动性的提高, 镁合金管材可实现胀形成形, 未发生以裂纹形式产生的破坏。对比图5中加载曲线1和图6中改进后加载曲线下得到的不同AZ31B 镁合金管材内压件, 观察得到通过适当地在轴向进给量终止后增加内压, 可以使其得到更好的成形质量和尺寸精度。

(a) 图5中加载曲线1 (b) 图6a改进后加载曲线

图8 300 °C 的成形温度下, 不同加载曲线条件下 AZ31B 镁合金管材热态冲压成形实物图

综上所述, 温度、轴向进给量和内压均为影响AZ31B 镁合金管材热态内压成型的主要因素, 为了保证管材的成形精度并避免其起皱或破裂失效, 其适合成形温度区间为 300 °C 左右, 并需配合适宜的加载曲线。

为研究AZ31B 镁合金管材热态内压成形过程中材料的损伤机理和演化方式, 在失效试样的裂纹区域断口附近取样, 并通过金相显微镜(SEM)拍摄裂纹区形貌(图9)观察发现, 材料断裂尖端包含大量聚集微孔洞, 随着管材在成形过程中受到的环向变形的急剧增大, 微孔洞进一步聚合贯通而形成微裂纹, 进而导致材料失效。而孔洞聚集所达到的临界程度, 可以将其视为镁合金热态内压过程材料的临界损伤值。通过采集包含微孔洞及微裂纹的不同区域(采样面积为网格尺寸大小 50 μm × 50 μm), 并应用图形处理软件计算孔洞面积占采样区域面积的百分比, 最后计算均值, 可以确定镁合金热态内压成形过程的临界损伤量 D_{cr} 为 0.15。

图 9 失效管件裂纹前沿 SEM 分析

3 数值模拟

为了准确表述 AZ31B 镁合金管材的各向异性特性并分析其在热态内压成形过程中的各向异性损伤演化和失效方式, 本文有限元模拟将 BARLAT 各向异性屈服准则 YLD2000-2D 与各向异性损伤理论编入用户材料子程序 VUMAT, 并嵌入商业有限元软件 ABAQUS 中对成形过程进行仿真计算。VUMAT 中镁合金的 YLD2000-2D 各向异性屈服准则所采用的参数如表 3 所示。

表 3 AZ31B 镁合金 YLD2000-2D 各向异性屈服准则参数

温度/ °C	各向异性常数								屈服准 则指数 <i>M</i>
	α_1	α_2	α_3	α_4	α_5	α_6	α_7	α_8	
100	1.145	0.891	0.839	0.839	0.912	0.912	1.007	0.866	6
200	1.124	0.918	0.863	0.863	0.923	0.923	1.002	0.877	6
300	0.954	1.104	1.046	1.046	0.996	0.996	0.952	0.945	6

对于管材热态内压成形问题, 首先建立局部坐标系, 使其轴向和环向分别对应板材轧向和与轧向垂直方向。管材内压成形过程持续时间为 0.1 s, 建立模型并通过控制不同温度下的加载曲线来拟合管材受内压和轴向进给量的相互作用, 并采用适用于高速动力学计算和复杂接触问题的动态显示方法求解。在建模过程中, 镁合金管材为变形体, 管壁厚 1.2 mm, 管外径 22 mm, 长 150 mm, 其力学性能

由 VUMAT 中相关材料参数确定并选用四节点减缩壳单元 S4R 划分网格。而模具设定为刚体, 给出成形件的尺寸(如图 10 所示)并参与接触分析, 管材和模具之间的摩擦因数设定为 0.2。图 11 为装配体剖面网格。

图 10 成形件尺寸图

图 11 装配体剖面网格图

数值模拟的材料失效判据是通过临界损伤量来定义的, 管材在成形过程中同时受到轴向力和内部压力的共同作用产生塑性应变进而发生损伤演化。对于薄壁管材, 忽略垂直于板材方向的损伤量, 只考虑轴向损伤和环向损伤的情况下, 当其中任意方向的损伤量可用损伤矢量 $\mathbf{D}$ 来表示, 其表达式为: $\mathbf{D} = D_1 \cdot \mathbf{i} + D_2 \cdot \mathbf{j}$, 其中 D_1 为轴向的损伤量, D_2 为环向的损伤量。管材 D_1 与 D_2 共同影响下, 其等效损伤量大小为 $D = (D_1^2 + D_2^2)^{1/2}$, 当管材热态内压的过程中, 其等效损伤量满足损伤判据 $D \geq D_c$ 时, 则认为材料失效产生宏观裂纹。

图 12 为 AZ31B 镁合金管材在 200 °C 的有限元模拟结果, 加载路径为图 6a 所示, 图 12a 为其轴向损伤(SDV10)分布图, 图 12b 为其环向损伤(SDV11)

图 12 200 °C 镁合金管材热态内压条件下轴向与环向损伤量有限元云图

分布图。从图中可见,在内压过程刚刚开始不久,管材的轴向损伤量 $D_{1\max} = 0.042$, 而环向的损伤量 $D_{2\max} = 0.151$, 超过临界损伤量 0.15, 可以预测管材在 200 °C 的热态内压过程中已发生失效并产生裂纹, 此预测与试验结果相符。

图 13 为 AZ31 镁合金管材在 300 °C 的有限元模拟结果, 加载路径分别为图 5 中加载路径 1 和图 6a 中改进后加载路径。由图可见, 最大等效损伤量均未超过 0.15, 表明镁合金在较高的成形温度下不容易发生破坏失效。而相较于加载路径 1, 通过改进后的加载路线能够满足到更好的尺寸精度。

图 13 300 °C 镁合金管材热态内压不同加载路径下损伤量有限元云图

图 14 为 AZ31B 镁合金管材在按照图 6a 改进后的加载路径下, 其热态内压过程中轴向损伤 (SDV10) 和环向损伤 (SDV11) 的演化图, 可以看出在成形过程中由于环向方向的变形急剧增大, 环向损伤明显大于轴向损伤。而在 100 °C 和 200 °C 的成形温度下, 其环向损伤的最大值均达到了材料的临界损伤量 0.15, 可以预测材料在成形过程中失去了承载能力, 发生失效并形成裂纹, 而其轴向损伤的最大值从 0.15 降到了 0.04, 体现温度对镁合金的塑性流动性的提升有助于减缓其轴向损伤量的发展。在 300 °C 的成形温度下, 其环向损伤和轴向损伤的最大值均未达到材料的临界损伤量 0.15, 表明可以得到合格的产品。另外, 成形时间随着温度的提升而逐渐减少表明高温时镁合金发生动态再结晶也有利于塑性的提高, 进而延缓损伤的演化。

4 结论

将 LAMAITRE 的各向异性损伤理论和 BARLAT 各向异性屈服准则编入用户材料子程序 VUMAT 中, 并嵌入到有限元软件 ABAQUS/Explicit,

图 14 AZ31 镁合金管材热态内压过程中轴向损伤 (SDV10) 和环向损伤 (SDV11) 的演化图

对 AZ31B 镁合金管材热态冲压过程进行损伤与失效分析, 并与相关试验相验证, 得到的结论如下。

(1) 镁合金管材内压成形件的性能随着成形温度的升高而显著增强, 200 °C 以下的加工温度使管件易发生破裂失效, 而当加工温度大于 400 °C, 易产生氧化等问题, 故其最佳加工成形温度区间为 250 °C 到 350 °C。

(2) 通过对加载路径中轴向进给量和内部压力的改进, 可以有效地提升镁合金管材的成形质量。较低的初始轴向进给量可以避免管材的隆起或起皱现象, 而适当的内压可以提高管材的尺寸精度。

(3) 通过失效试件裂纹尖端微观结构观察, 确定 AZ31B 镁合金管材热态内压成形过程的临界损伤量为 0.15, 而在模拟其热态内压过程中, 环向损伤量通常大于轴向损伤量, 是影响其失效判据的主要因素。

参 考 文 献

- [1] CRAPPS J, MARIN E B, HORSTEMEYER M F, et al. Internal state variable plasticity-damage modeling of the copper tee-shaped tube hydroforming process[J]. Journal of Material Processing Technology, 2010, 210(13): 1726-1737.
- [2] AHMETOGLU M, ALTAN T. Tube hydroforming: state-of-the-art and future trends[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 98(1): 25-33.
- [3] FANN K J, HSIAO P Y. Optimization of loading conditions for tube hydroforming[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 140(1-3): 520-524.
- [4] CHAO H Y, SUN H F, CHEN W Z, et al. Static recrystallization kinetics of a heavily cold drawn AZ31 magnesium alloy under annealing treatment[J]. Materials Characterization, 2011, 62(3): 312-320.
- [5] SHOICHIRO Y, HISASHI N, HIROKUNI Y, et al. Formability enhancement in magnesium alloy stamping using a local heating and cooling technique: circular cup deep drawing process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 142(3): 609-613.
- [6] HILL R. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals[J]. Proceedings of the Royal Society of London Series A, 1948, 193(1033): 281-297.
- [7] HILL R. Theoretical plasticity of textured aggregates[J]. Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society, 1979, 85(1): 179-191.
- [8] HILL R. Constitutive modeling of orthotropic plasticity in sheet metal[J]. Journal of the Mechanics Physics of Solids, 1990, 38(3): 405-417.
- [9] HILL R. A user-friendly theory of orthotropic plasticity in sheet metal[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 1993, 35(1): 19-25.
- [10] BARLAT F, LIAN J. Plastic behavior and stretchability of sheet metals, Part I: A yield function for orthotropic sheet under plane stress conditions[J]. International Journal of Plasticity, 1989, 5(1): 51-66.
- [11] BARLAT F, LEGER D J, BREM J C. A six-component yield function for anisotropic materials[J]. International Journal of Plasticity, 1991, 7(7): 693-712.
- [12] BARLAT F, BREM J C, YOON J W, et al. Plane stress yield function for aluminum alloy sheets-part 1: theory[J]. International Journal of Plasticity, 2003, 19(9): 1297-1319.
- [13] YOON J W, BARLAT F, ROBERT E D, et al. Plane stress yield function for aluminum alloy sheets-part II: FE formulation and its implementation[J]. International Journal of Plasticity, 2004, 20(3): 495-522.
- [14] TETSUO N, TAKESHI U, RYUTARO H, et al. Effects of strain rate, temperature and sheet thickness on yield locus of AZ31 magnesium alloy sheet[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 201(1-3): 395-400.
- [15] MCCLINTOCK F A. A criterion of ductile fracture by the growth of holes[J]. Journal of Applied Mechanics, 1968, 35(2): 363-371.
- [16] LEMAITRE J. A continuous damage mechanics model for ductile fracture[J]. Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the ASME, 1985, 107(1): 83-89.
- [17] TVERGAARD V. Material failure by void growth to coalescence[J]. Advances in Applied Mechanics, 1989, 27(C): 83-151.
- [18] CHOW C L, WANG J. An anisotropic theory of continuum damage mechanics for ductile fracture[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1987, 27(5): 547-558.
- [19] CHABOCHE J L. Continuum damage mechanics. Part I: General concepts[J]. Journal of Applied Mechanics, 1988, 55(1): 59-64.
- [20] LU T J, CHOW C L. On constitutive equations of inelastic solids with anisotropic damage[J]. Theoretical & Applied Fracture Mechanics, 1990, 14(3): 187-218.
- [21] BARLAT F, YOON J W, CAZACU O. On linear transformations of stress tensors for the description of plastic anisotropy[J]. International Journal of Plasticity, 2007, 23(5): 876-896.
- [22] LEMAITRE J, DESMORAT R, SAUZAY M. Anisotropic damage law of evolution[J]. European Journal of Mechanics- A/solids, 2000, 19(2): 187-208.

作者简介: 温玥, 女, 1983 年出生, 博士研究生。主要研究方向为金属材料成形损伤机理及数值模拟。

E-mail: yueyuebeike@163.com

陈章华(通信作者), 1959 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为微细观结构的损伤与失效、特殊有限元法等。

E-mail: chenzhanghua@ustb.edu.cn