

理论与实验研究

基于内变量的 Ti_2AlNb 合金 M-K 理论的高温成形极限预测

刘志强^{1,2}, 王东君^{1,2}, 刘 钢^{1,3}

(1. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001;

2. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001;

3. 哈尔滨工业大学 流体高压成形技术研究所, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: Ti_2AlNb 合金在高温变形过程中, 微观组织演变复杂, 导致合金的力学性能和成形性能发生改变; 且由于微观组织和力学性能的耦合变化, 导致高温成形极限的预测更加困难。针对该问题, 以 Ti_2AlNb 合金基于内变量的本构模型和 M-K 理论为基础, 将变形过程中的微观组织演变及其对力学性能的影响与 M-K 理论进行耦合, 建立了 Ti_2AlNb 合金基于内变量的 M-K 理论的高温成形极限预测模型, 并进行了 Ti_2AlNb 合金板材成形极限的计算。 Ti_2AlNb 合金板材在高温成形时, 随着变形温度 (950~985 °C) 和应变速率 ($0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$) 的提高, 板材的成形极限提高, 说明应变软化有利于提高板材的成形极限。最后, 进行了变形温度为 985 °C 和应变速率为 0.01 s^{-1} 条件下的成形极限实验测试, 并对理论计算结果进行了验证, 证明了建立的高温成形极限预测模型具有良好的预测效果。

关键词: 高温成形极限预测; Ti_2AlNb 合金; M-K 理论; 内变量; 微观组织

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2022.12.037

中图分类号: TG306

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2022) 12-0240-09

Prediction on high temperature forming limit for Ti_2AlNb alloy M-K theory based on internal variables

Liu Zhiqiang^{1,2}, Wang Dongjun^{1,2}, Liu Gang^{1,3}

(1. National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

3. Institute of High Pressure Fluid Forming, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: During the high temperature deformation process of Ti_2AlNb alloy, the microstructure evolution is complicated, which will lead to the change of mechanical properties and formability of alloy. Due to the coupling changes of microstructure and mechanical properties, it is more difficult to predict the forming limit at high temperature. Therefore, for this problem, the microstructure evolution during the deformation process and its influence on mechanical properties were coupled based on the M-K theory and the constitutive model of internal variables and M-K theory, the prediction model of forming limit for Ti_2AlNb alloy at high temperature based on internal variables for Ti_2AlNb alloy was established, and the forming limit of Ti_2AlNb alloy sheet was calculated. When Ti_2AlNb alloy sheet was formed at high temperature, the forming limit of sheet increased with the increasing of deformation temperature (950-985 °C) and strain rate ($0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$). Therefore, strain softening was beneficial to improve the forming limit of sheet. Finally, the forming limit test was carried out under the conditions of the deformation temperature of 985 °C and the strain rate of 0.01 s^{-1} , the theoretical calculation results were verified. Thus, the established prediction model of forming limit at high temperature has a good prediction effect.

Key words: prediction of forming limit at high temperature; Ti_2AlNb alloy; M-K theory; internal variables; microstructure

板材和管材的塑性成形是一个非稳定过程, 随

着变形量的增加, 板材/管材的塑性变形会发生失稳, 产生颈缩缺陷, 变形能力达到极限。在薄壁构件的工艺设计时, 需要预先了解板材的变形能力。板材在一定条件下的变形能力可以通过成形极限来表征, 成形极限是指在一定的变形条件下, 材料在失稳前所能达到的最大变形量^[1]。材料的成形极限与材料的力学性能有关^[2-3]。

收稿日期: 2021-12-21; 修订日期: 2021-03-25

基金项目: 航天联合基金资助项目 (U1937204)

作者简介: 刘志强 (1990-), 男, 博士研究生

E-mail: lzhiq241@163.com

通信作者: 刘 钢 (1970-), 男, 博士, 教授

E-mail: gliu@hit.edu.cn

与室温成形不同,材料在高温变形时有复杂的微观组织演变,变形参数会影响材料的微观组织演变,而微观组织演变又反过来影响材料力学性能的演变。材料在高温下的成形极限受材料的初始微观组织状态、变形温度和应变速率等的影响^[4-6]。材料的高温成形极限可以通过实验测量和理论计算两种方法来获得。对于 Ti_2AlNb 类高温合金,其变形温度高,成形极限受到变形温度和应变速率的共同影响,造成其成形极限实验测试的难度高、工作量大^[7]。而且材料在高温变形时,在颈缩后仍有较大的变形才会发生破裂,通过破裂点表征成形极限的传统方法会给成形极限的测试带来较大的误差。成形极限的理论计算是获取成形极限的高效且低成本的方法。

常见的高温成形极限理论计算方法包括损伤模型和 M-K 理论^[8-9]。损伤模型是将损伤因子添加到材料模型中,当损伤达到一定数值后即认为材料发生失稳^[10]。Li F F 等^[11]通过改进的韧性断裂准则和 Logan-Hosford 屈服准则对 22MnB5 钢进行了 800 °C 下的成形极限预测,并与实验进行了对比。Ying L 等^[12]通过 GNT 损伤模型对 22MnB5 钢在 700 °C 下的成形极限进行了预测。Lin J G 等^[10]通过连续损伤模型建立了铝合金在热冲压条件下的成形极限预测模型,并与变形温度为 350 °C 和应变速率为 1.0 s^{-1} 条件下的实验数据进行了对比。与损伤模型忽略了材料在变形初始时刻的微观缺陷不同,M-K 理论认为变形材料在初始时刻便存在一定的缺陷,并将这些缺陷假设为均匀母材中的沟槽(图 1),在缺陷区(图 1 中 b 区)与母材区(图 1 中 a 区)几何协调关系以及材料硬化的作用下,材料的缺陷区和母材区可以在一定程度上协调变形,当变形达到一定量后,这种亚稳定的变形被打破,缺陷区变形快速增大,颈缩缺陷产生^[13]。Wang N 等^[9]通过 M-K 理论和连续损伤模型对 7075 铝合金在变形温度为 200 ~ 480 °C、应变速率为 $0.1 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 条件下的成形极限进行了计算,M-K 理论预测结果与实验结果的误差

相对更小。Chen J S 等^[14]通过 M-K 理论对 22MnB5 钢的高温成形极限进行计算,并分析了不同变形温度和应变速率对成形极限的影响。随着应变速率的提高,22MnB5 钢的成形极限逐渐提高。Wang L L 等^[15]将铝合金粘塑性本构模型与 M-K 理论耦合,建立了一套 Viscoplastic-Hosford-MK 模型,并进行了铝合金在热冲压工艺中不同变形温度和应变速率下的成形极限预测。目前,在高温成形极限预测方面的研究较少,且多集中于高强钢、铝合金等,金属间化合物的高温成形极限预测的研究较少。通过 M-K 理论进行成形极限预测的研究多采用忽略微观组织演变的传统唯象本构模型,以 Ti_2AlNb 合金为代表的高温结构材料在成形过程中有复杂的微观组织演变,材料的力学性能会随着微观组织的演变而发生变化,进而会影响材料的成形极限。因此,在对具有复杂组织演变的材料的高温成形极限进行预测时,有必要将微观组织演变的影响考虑进成形极限预测模型中。

1 基于内变量的 M-K 理论高温成形极限预测方法

如图 1 所示,M-K 理论假设板材在变形的初始时刻存在一定的缺陷,板材物理模型的空间坐标系方向用图 1 中箭头指向 1、2、3 表示, t_b 、 t_a 分别为缺陷区和母材区的厚度。缺陷大小用初始厚度不均匀度 f_0 表示, $f_0 = t_{b0}/t_{a0}$, t_{b0} 和 t_{a0} 为缺陷区与母材区的初始厚度。在变形过程中,以方向矢量 1、2、3 表示板材两区域在该方向上所受应力(如 σ_{1a} 、 σ_{1b})和应变(如 ε_{1a} 、 ε_{1b})。母材区和缺陷区满足一定的应力和应变协调关系^[9,14]:

$$\varepsilon_{1a} = \varepsilon_{1b} \quad (1)$$

$$\sigma_{1a} t_a = \sigma_{1b} t_b \quad (2)$$

假设板材在变形过程中满足体积不变原理,则三向主应变的增量 $d\varepsilon_1$ 、 $d\varepsilon_2$ 、 $d\varepsilon_3$ 满足以下关系:

$$d\varepsilon_1 + d\varepsilon_2 + d\varepsilon_3 = 0 \quad (3)$$

随着变形的进行,当缺陷区应变或应变增量满足以下条件时,可以认为板材变形失稳,颈缩缺陷产生^[14]:

$$\frac{d\varepsilon_{1b}}{d\varepsilon_{1a}} \geq k \quad (4)$$

$$\frac{\varepsilon_{1b}}{\varepsilon_{1a}} \geq k \quad (5)$$

式中: k 为失稳判断(颈缩)的阈值,这里取值为 10。

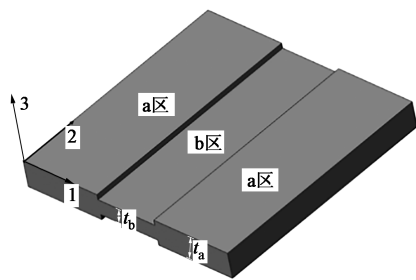


图 1 M-K 理论示意图

Fig. 1 Schematic diagram of M-K theory

板材在变形过程中,随着变形量的增加,厚度不均匀度 f 逐渐减小,直至板材发生颈缩。因此,在某一变形时刻的厚度不均匀度也可以作为变形稳定因子来衡量板材稳定变形的能力:

$$f = \frac{t_b}{t_a} = \frac{\sigma_{la}}{\sigma_{lb}} \quad (6)$$

当板材的变形稳定因子小于一定阈值时,可以判定板材发生失稳。当满足体积不变原理及变形区与母材区的应变协调关系时,式(7)与式(5)等价。

$$f = \frac{\sigma_{la}}{\sigma_{lb}} < K_f \quad (7)$$

式中: K_f 为不同壁厚均匀度下失稳判断的阈值。

在高温成形过程中,母材区与缺陷区的应变和应变速率不同,且由于塑性应变产生的温升导致两区存在一定的温度差异。因此,两区应力存在一定的差异:

$$\sigma_{lb} = \sigma_{la} + d\sigma_1 \quad (8)$$

式中: $d\sigma_1$ 为两区域的应力差。

随着变形的进行,两者的应力差逐渐增加,材料变形稳定因子逐渐减小,直到材料发生失稳。板材在失稳前所能达到的变形能力与两区应力差的变化有关。两区应力差 $d\sigma$ 可以表示为:

$$d\sigma = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} d\varepsilon + \frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\varepsilon}} d\dot{\varepsilon} + \frac{\partial \sigma}{\partial T} dT \quad (9)$$

其中,应力、应变、应变速率和温度之间的关系可用以下函数关系式表示:

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (10)$$

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\varepsilon}} = g(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (11)$$

$$\frac{\partial \sigma}{\partial T} = h(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (12)$$

式中: σ 为应力; ε 为应变; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; T 为变形温度; $f()$ 、 $g()$ 、 $h()$ 为与 ε 、 $\dot{\varepsilon}$ 、 T 有关的函数。

因此,在高温成形极限预测时,所采用的本构方程不仅要特定温度、应变速率和应变下的应力大小进行准确地描述,还需要对式(10)~式(12)进行准确描述,这是预测结果准确的必要条件。对于 Ti_2AlNb 合金这类难变形材料,其在高温变形时涉及到复杂的组织演变,变形会促使微观组织发生转变,而微观组织的转变又反过来影响材料流动应力的变化。在描述高温变形行为时常用的唯象本构方程忽略了材料在变形过程中微观组织的演

变和微观组织对力学性能的影响,仅仅通过唯象的方程对材料的流动应力与变形温度、应变和应变速率的关系进行描述。通过应变硬化指数 n 和应变速率硬化指数 m 或其变化形式来描述应力随应变或应变速率的变化,应变硬化指数 n 和应变速率硬化指数 m 一般作为常数或与温度相关的参量,这给成形极限计算带来较大的误差。基于内变量的本构模型由于考虑了变形过程中变形温度、应变和应变速率对微观组织的影响,以及微观组织演变导致的流动应力的改变,因此,相对于传统的唯象本构方程,其对材料变形过程中的流动应力和流动应力的演变描述更加准确。本文将基于内变量的粘塑性本构方程式(13)^[16]应用于 Ti_2AlNb 合金高温成形极限的计算,该模型考虑了变形过程中的位错密度、晶粒尺寸、损伤等微观组织参量的演变及其对流动应力的影响。

$$\left\{ \begin{aligned} \dot{\varepsilon}_{p,0} &= \left[\frac{\sigma/(1-D) - H - \sigma_{0,0}}{\lambda K_{B2/\beta} (1 - \zeta f_0 \omega)} \right]^n (\bar{d})^{-\mu} \\ \dot{\varepsilon}_{p,B2/\beta} &= \left[\frac{\sigma/(1-D) - H - \sigma_{0,B2/\beta}}{K_{B2/\beta} (1 - \zeta f_0 \omega)} \right]^n (\bar{d})^{-\mu} \\ H &= B \bar{\rho}^{0.5} \\ f_{B2/\beta} &= 1 - \psi_1 \exp[\psi_2 (T_{T,B2/\beta} - T)] \\ f_0 &= \psi_3 \exp[\psi_4 (T_{T,0} - T)] \\ f_{\alpha_2} &= 1 - f_0 - f_{B2/\beta} \\ \dot{\varepsilon}_p &= f_{B2/\beta} \dot{\varepsilon}_{B2/\beta} + f_0 \dot{\varepsilon}_0 \\ \dot{S} &= \frac{q_1 [x \bar{\rho} - \bar{\rho}_c (1 - S)] (1 - S)^{q_2} \dot{\varepsilon}_p^{q_3}}{\bar{d}} \\ \bar{\rho}_c &= q_4 \dot{\varepsilon}_p^{q_5} \\ \dot{x} &= q_6 (1 - x) \bar{\rho} \\ \dot{\bar{\rho}} &= A \dot{\varepsilon}_p^{\delta_1} \cdot |\dot{\varepsilon}_p| - k_1 \bar{\rho} \dot{\varepsilon}_p^{\delta_1} \cdot |\dot{\varepsilon}_p| - k_2 \bar{\rho}^{\delta_2} - \\ &\quad [k_3 \bar{\rho} / (1 - S)] \dot{S} \\ \dot{\bar{d}} &= \alpha_1 \bar{d}^{-\gamma_1} + \alpha_2 \dot{\varepsilon}_p \bar{d}^{-\gamma_2} - \alpha_3 \dot{S}^{\gamma_3} \bar{d}^{\gamma_4} \\ \dot{\omega} &= \chi_1 (1 - \omega) + (1 - \omega) \chi_2 \dot{\varepsilon}_p^{\chi_3} \\ \dot{T} &= \frac{\eta \sigma}{C_v \bar{d}} |\dot{\varepsilon}_p| - \lambda' \Delta T \\ \dot{D} &= \eta_1 (1 - D) \dot{\varepsilon}_p^{d_1} + \eta_2 \dot{\varepsilon}_p^{d_2} \exp(\eta_3 \varepsilon_p) - \eta_4 D \\ \sigma &= E (1 - D) (1 - \zeta f_0 \omega) (\varepsilon_T - \varepsilon_p) \end{aligned} \right. \quad (13)$$

式中: ε_p 和塑性应变; $\dot{\varepsilon}_p$ 为塑性应变变化率; $\dot{\varepsilon}_{p,0}$ 、 $\dot{\varepsilon}_{p,B2/\beta}$ 分别为 O 相、B2/ β 相塑性应变变化率; σ 为

应力; D 为损伤值; H 为等向硬化变量; B 为材料常数; $\bar{\rho}$ 为位错密度; $\sigma_{0,0}$ 和 $\sigma_{0,B2/\beta}$ 分别为 O 相和 $B2/\beta$ 相的临界应力; $K_{B2/\beta}$ 为 $B2/\beta$ 相的塑性变形常数; ζ 为晶粒球化软化因子; ω 为 O 相的球化分数; $f_{B2/\beta}$ 、 f_0 和 f_{α_2} 分别为 $B2/\beta$ 相、 O 相和 α_2 相的相含量; \bar{d} 和 d 分别为相对晶粒尺寸和初始晶粒尺寸; ψ_1 、 ψ_2 、 ψ_3 、 ψ_4 为相变计算时使用的材料常数; $T_{T,B2/\beta}$ 和 $T_{T,0}$ 分别为相变 $\alpha_2 \rightarrow B2/\beta$ 和 $O \rightarrow B2/\beta$ 的相变点; $\dot{\varepsilon}_{B2/\beta}$ 和 $\dot{\varepsilon}_0$ 分别为 $B2/\beta$ 和 O 相的应变速率; ΔT 为塑性变形导致的温升; S 为动态再结晶分数; q_1 、 q_2 、 q_3 、 q_4 、 q_5 、 q_6 为材料常数, 用以计算再结晶分数; x 为再结晶孕育百分比; A 为描述位错增加过程的材料参数; \dot{S} 、 \dot{T} 分别对应 S 、 T 参数的变化率; χ_1 、 χ_2 和 χ_3 为温度相关参数, 用以计算球化率; η 、 η_1 、 η_2 和 η_3 为与温度相关的材料参数; η_4 为与温度和应变相关的常数; E 为材料弹性模量; ε_T 为总变形量; $\bar{\rho}_c$ 为材料变形产生的位错密度; λ 、 λ' 、 C_v 和 $k_1 \sim k_3$ 、 δ 、 δ_1 、 δ_2 为计算局部温升和材料位错增殖的材料系数; $\alpha_1 \sim \alpha_3$ 和 $\gamma_1 \sim \gamma_4$ 为用以计算晶粒尺寸变化的材料常数。

定义 φ 为等效应力与第 1 主应力之比, ϕ 为第 2 主应力与第 1 主应力之比, θ 为第 2 主应变增量与第 1 主应变增量之比, β 为等效应变增量与第 1 主应变增量之比。即:

$$\varphi = \frac{\sigma_i}{\sigma_1} \quad (14)$$

$$\phi = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \quad (15)$$

$$\theta = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_1} = \frac{\dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_1} \quad (16)$$

$$\beta = \frac{d\varepsilon_i}{d\varepsilon_1} = \frac{\dot{\varepsilon}_i}{\dot{\varepsilon}_1} \quad (17)$$

式中: σ_i 、 ε_i 分别为等效应力和等效应变; σ_1 、 ε_1 则为矢量方向的应力和应变; σ_2 、 ε_2 为矢量方向 2 的应力和应变。

四者之间的关系与屈服准则的选择有关, 为了比较屈服准则对成形极限形态的影响, 本文选用了各向同性的 Mises 屈服准则, 各向异性的 Hill48 屈服准则、Hill79 屈服准则以及 Barlat89 屈服准则进行了高温成形极限的计算。

Ti_2AlNb 合金基于内变量的 M-K 理论高温成形极限计算模型包括 3 部分: (1) M-K 理论母材区-

缺陷区几何协调关系; (2) 屈服准则; (3) 基于微观组织内变量的本构方程。 Ti_2AlNb 合金高温成形极限计算流程图如图 2 所示。其中, S_a 、 S_b 为内变量集合, 指代式 (13) 中内变量材料常数的数值; $\dot{\varepsilon}_a$ 、 $\dot{\varepsilon}_b$ 分别为 a 区和 b 区的应变速率; $\Delta\varepsilon_{1a}$ 、 $\Delta\varepsilon_{1b}$ 、 $\Delta\varepsilon_{2a}$ 、 $\Delta\varepsilon_{2b}$ 、 $\Delta\varepsilon_{3a}$ 、 $\Delta\varepsilon_{3b}$ 分别为 a 区和 b 区在 3 个方向的应变增量; θ_b 、 ϕ_b 、 φ_b 、 β_b 分别为式 (14) ~ 式 (17) 中参量在 b 区的数值。在变形计算过程中, 随着变形量的增加, 变形参量累加的同时, 对模型的微观组织内变量参数进行累加, 并根据微观组织和变形参数计算材料的流动应力。

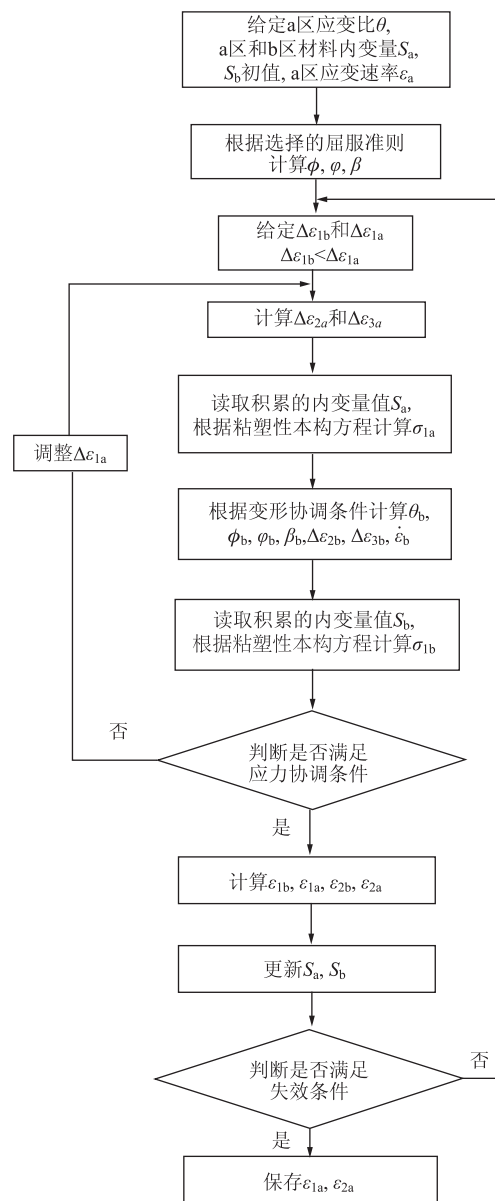


图 2 Ti_2AlNb 合金高温成形极限计算流程

Fig. 2 Calculation flow of forming limit at high temperature for Ti_2AlNb alloys

在双拉应变区,沟槽与应变主轴角度对成形极限的影响可以忽略^[14],本文在计算中忽略沟槽角度的影响,采用的初始非理性因子为 0.998。

2 Ti₂AlNb 合金高温成形极限的影响因素分析

在不同的变形温度和应变速率下,计算所采用的屈服准则不同,成形极限的计算结果有明显

的差异。如图 3 所示,分别为采用不同的屈服准则计算获得的在变形温度为 950 ℃ 和应变速率为 0.001 s⁻¹ 以及变形温度为 985 ℃ 和应变速率为 0.1 s⁻¹ 条件下的成形极限图。在高温成形极限计算时,采用不同的屈服准则对成形极限计算结果的影响显著,且不同的屈服准则下的成形极限计算结果的差异随着应变比的增加而增加,因此,在高温成形极限计算时,应合理地选择屈服准则。

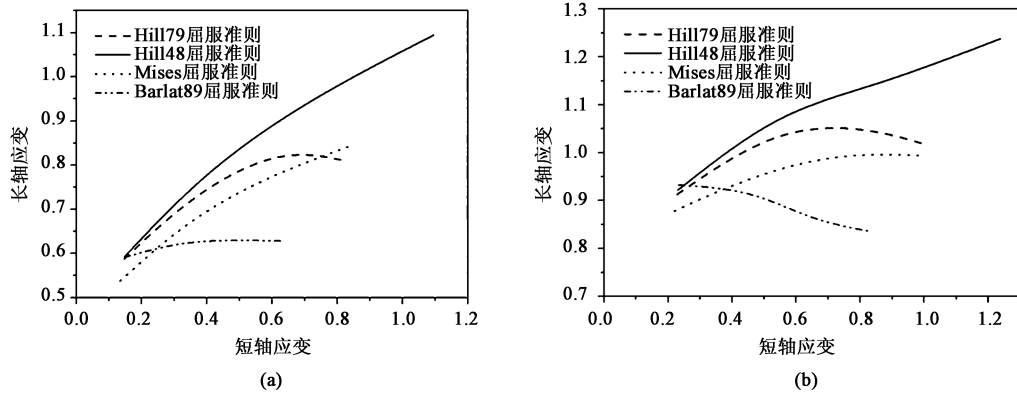


图 3 不同变形条件下采用不同屈服准则的预测结果

(a) 变形温度为 950 ℃, 应变速率为 0.001 s⁻¹ (b) 变形温度为 985 ℃, 应变速率为 0.1 s⁻¹

Fig. 3 Prediction results of different yield criteria under different deformation conditions

(a) Deformation temperature of 950 ℃, strain rate of 0.001 s⁻¹ (b) Deformation temperature of 985 ℃, strain rate of 0.1 s⁻¹

在 950~985 ℃ 变形温度区间,在不同的应变速率和屈服准则下,随着变形温度的提高,材料的成形极限均逐渐提高。采用 Hill79 屈服准则计算的应

变速率为 0.001 s⁻¹ 条件下的不同变形温度的成形极限和采用 Barlat89 屈服准则计算的应变速率为 0.01⁻¹ 条件下的不同变形温度的成形极限如图 4 所示。

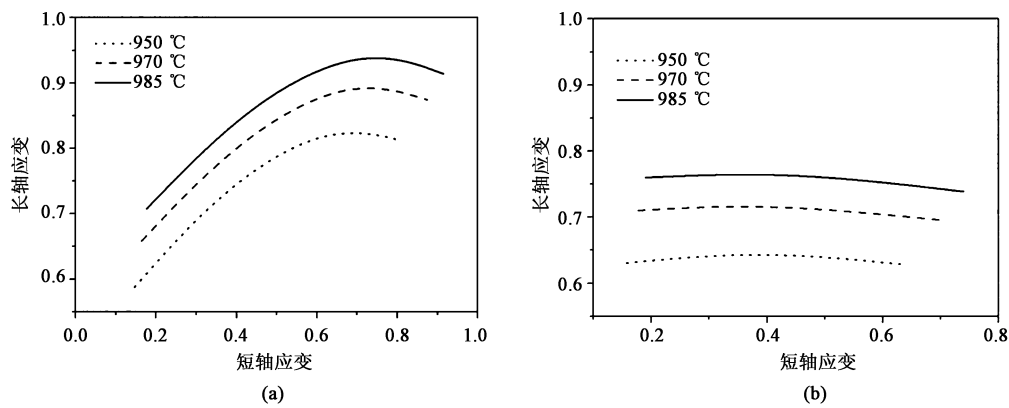


图 4 不同变形温度及不同屈服准则下的成形极限预测结果

(a) 应变速率为 0.001 s⁻¹, Hill79 屈服准则 (b) 应变速率为 0.01⁻¹, Barlat89 屈服准则

Fig. 4 Forming limit prediction results of different deformation temperatures and yield criteria

(a) Strain rate of 0.001 s⁻¹, Hill79 yield criteria (b) Strain rate of 0.01⁻¹, Barlat89 yield criteria

Ti₂AlNb 合金板材在高温成形时,应变速率的变化会对板材的成形极限有显著的影响。分别计算

了不同变形温度和采用不同屈服准则条件下应变速率对成形极限的影响规律,当应变速率从 0.001 s⁻¹ 提

高至 0.01 s^{-1} 时, Ti_2AlNb 合金板材的成形极限略有提高, 而当应变速率提高至 0.1 s^{-1} 时, 板材的成形极限显著提高。如图 5 所示, 分别为 950 和 970 $^{\circ}\text{C}$ 温度下采用 Barlat89 和 Hill79 屈服准则获得的成形极限随应变速率的变化。当应变速率提高至 0.1 s^{-1}

时, 材料的成形极限显著提高, 这是由于材料应变速率提高到 0.1 s^{-1} 时, 材料的变形机制发生变化, 导致材料的流动应力的演变规律发生转变。在铝合金高温成形极限测试时, 也发现成形极限随应变速率提高而提高的现象^[5, 17-18]。

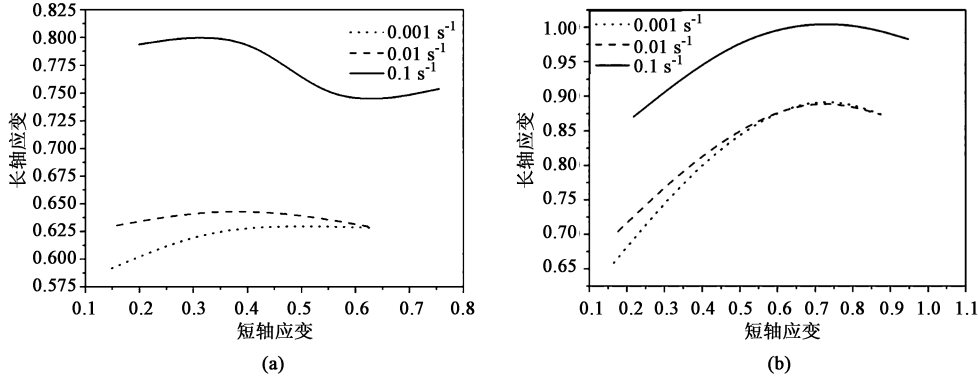


图 5 不同应变速率和不同屈服准则下的成形极限预测结果

(a) 变形温度为 950 $^{\circ}\text{C}$, Barlat89 屈服准则 (b) 变形温度为 970 $^{\circ}\text{C}$, Hill79 屈服准则

Fig. 5 Forming limit prediction results of different strain rates and yield criteria

(a) Deformation temperature of 950 $^{\circ}\text{C}$, Barlat89 yield criteria (b) Deformation temperature of 970 $^{\circ}\text{C}$, Hill79 yield criteria

根据等效应力与 1 方向应力的关系, 式 (7) 可以改写为:

$$f = \frac{\sigma_{ia}}{\frac{\varphi_a}{\varphi_b} \sigma_{ib}} \quad (18)$$

式中: σ_{ia} 、 σ_{ib} 分别为 a、b 两区的等效应力; φ_a 、 φ_b 为描述缺陷区几何特征的参量。

$\frac{\varphi_a}{\varphi_b}$ 与缺陷区的几何结构有关, 在任一变形瞬间, 可以将其看作常数。当板材继续发生微小变形量的变形时, 变形稳定因子转变为:

$$f = \frac{\sigma_{ia} + \Delta\sigma_{ia}}{\frac{\varphi_a}{\varphi_b} (\sigma_{ib} + \Delta\sigma_{ib})} \quad (19)$$

忽略变形导致的温升, 板材在恒应变速率变形时, 在 a 区和 b 区的等效应力增量 $\Delta\sigma_{ia}$ 和 $\Delta\sigma_{ib}$ 分别可以表示为:

$$\Delta\sigma_{ia} = \Delta\sigma_{ia}^n \quad (20)$$

$$\Delta\sigma_{ib} = \Delta\sigma_{ib}^n + \Delta\sigma_{ib}^m \quad (21)$$

式中: $\Delta\sigma_{ia}^n$ 和 $\Delta\sigma_{ib}^m$ 分别为应变和应变速率增加导致的两区等效应力增量, 下标用来区别 2 个区域。其中:

$$\Delta\sigma_{ia}^n = \frac{\partial\sigma_{ia}}{\partial\varepsilon} \Delta\varepsilon \quad (22)$$

$$\Delta\sigma_{ib}^m = \frac{\partial\sigma_{ib}}{\partial\dot{\varepsilon}} \Delta\dot{\varepsilon} \quad (23)$$

则变形稳定因子可以改写为:

$$f = \frac{\sigma_{ia} + \Delta\sigma_{ia}}{\frac{\varphi_a}{\varphi_b} (\sigma_{ib} + \sigma_{ia} + \Delta\sigma_{ib} - \Delta\sigma_{ia})} \quad (24)$$

当材料变形临近失稳时, 有:

$$\varepsilon_b > \varepsilon_a \quad (25)$$

$$\dot{\varepsilon}_b > \dot{\varepsilon}_a \quad (26)$$

$\Delta\sigma_{ib} - \Delta\sigma_{ia}$ 影响着变形稳定因子的变化, 在恒应变速率变形时, 其可以表达为:

$$\Delta\sigma_{ib} - \Delta\sigma_{ia} = (\Delta\sigma_{ib}^n - \Delta\sigma_{ia}^n) + \Delta\sigma_{ib}^m > 0 \quad (27)$$

Ti_2AlNb 合金在高温变形时, 应变速率硬化占主导, 降低了应变硬化效果, 即降低 $(\Delta\sigma_{ib}^n - \Delta\sigma_{ia}^n)$, 可以减缓变形稳定因子的降低, 提高板材稳定变形的能力, 特别地, 当板材发生应变软化, 即 $(\Delta\sigma_{ib}^n - \Delta\sigma_{ia}^n) < 0$ 时, 可以进一步降低变形稳定因子的降低趋势, 有利于板材的稳定变形。因此, 在高温变形时, 应变软化有利于提高材料的成形极限。

分别通过应变速率硬化指数 m 和应变硬化指数 n 来表征板材在变形过程中的流动应力与应变速率和应变的关系, 分析了应变硬化指数 n 的变化对成形极限的影响。图 6 为 m 为 0.2 、应变比为 1 时, 通过 M-K 理论计算的成形极限 (长轴应变) 随应变

硬化指数 n 的变化。如图 6 所示, 最低的成形极限出现在应变硬化指数 n 为 0.05 时, 当应变硬化指数 $n < 0.05$ 时 (即 n 显著小于应变速率硬化指数 m 或发生应变软化时), 板材的成形极限随着 n 值的降低而提高。当应变硬化指数 n 超过 0.05 时 (即 n 接近或超过应变速率硬化指数 m 时), 板材成形极限随着 n 值的增加而增加。在 Ti_2AlNb 合金板材高温成形时, 应变速率硬化占主导, 并且会发生应变软化现象, 随着应变软化现象的提高, 板材的成形极限提高。合金在变形过程中的应变软化有利于提高材料的成形极限。

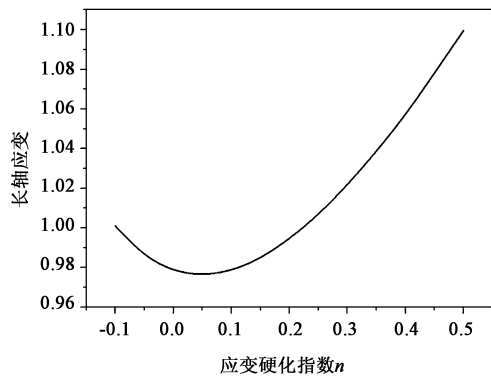


图 6 $m=0.2$ 时等双拉状态下成形极限随应变硬化指数 n 的变化
Fig. 6 Variation of forming limit with strain hardening exponent n under equal biaxial tension strain condition at $m=0.2$

图 7 为本文成形极限计算所采用的本构模型在 950 ℃ 下的真应力-真应变曲线, 如图 7 所示, 随着应变速率的提高, 材料的应变软化效果逐渐增强。并通过 n 值对材料在不同应变速率下的软化效果进行了表征, 其在 0.001、0.01 和 0.1 s^{-1} 应变速率下的 n 值分别为 -1.44, -0.06, -0.04。根据上文的分析, 当材料在高应变速率下变形时, 由于应变软化效果更加明显, 可以获得更高的成形极限。

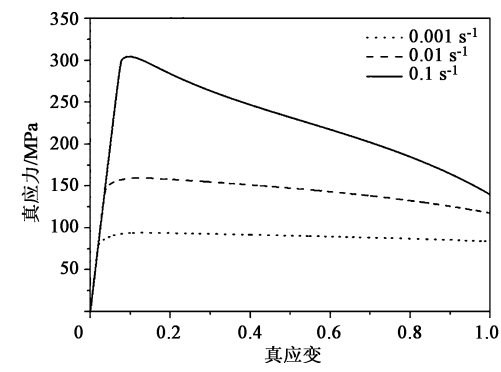


图 7 950 ℃ 时不同应变速率下流动应力曲线
Fig. 7 Flow stress curves under different strain rates at 950 °C

在高温成形时, 高的成形极限值并不意味着构件可以进行更大的变形量。在工艺设计时, 一方面要保证材料的变形在其成形极限范围内, 另一方面要考虑应变速率硬化和应变软化/硬化对成形件变形均匀性的影响。虽然 Ti_2AlNb 合金在高应变速率下具有更高的成形极限, 但是其在变形过程中显著的应变软化导致成形件的壁厚均匀性差, 变形更加集中, 反而可能降低构件整体的成形能力。

3 Ti_2AlNb 合金板材高温成形极限测试

高温成形极限测试采用了哈尔滨工业大学流体高压成形技术研究所自主搭建的成形极限测试装置 (图 8), 该装置以气体作为压力加载介质进行不同成形条件下的胀形实验, 避免了在成形极限测试时摩擦力对成形极限的影响。该装置在高压气胀成形平台上搭建, 该平台包括可进行压力实时测量和控制的压力加载系统、温度实时测量和控制的加热系统以及可实现不同应变路径的胀形模具。该装置可以精确地控制胀形的温度和胀形压力, 并且可以在胀形过程中实时调节压力, 实现所需的压力加载路径。在成形极限测试时, 通过电阻加热炉将成形模具的温度升高至成形极限测试温度, 并通过温度测量和控制系统对模具温度进行多点监控, 保证其温度恒定在成形极限测试温度, 随后放入待测板材, 待温度稳定后进行 15 min 保温。保温结束后, 通过压力机对模具施加合模力, 使板材法兰处发生一定的塑性变形, 实现胀形过程中气体的密封, 随后通

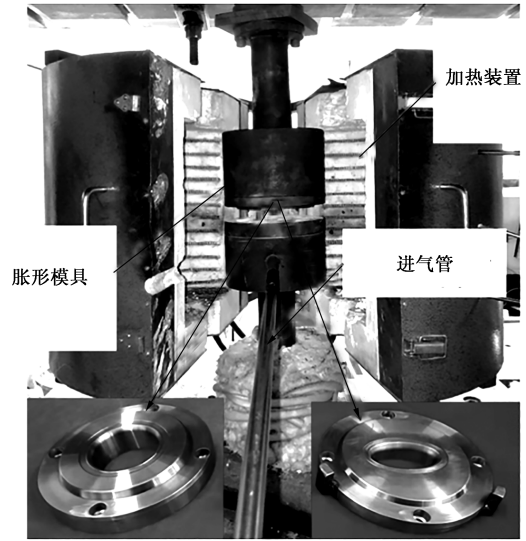


图 8 高温成形极限测试装置及模具实物图
Fig. 8 Physical drawings of high temperature forming limit test device and dies

过压力加载系统控制气体压力加载路径, 实现板材恒应变速率胀形。

由于在 Ti_2AlNb 合金热态气压成形中, 材料变形主要为不同应变比的双向拉应变, 因此, 本装置通过特定的模具型腔的短轴和长轴的比值使板料在自由胀形时的顶点处近似保持恒定应变比双拉变形。设计模具的长轴尺寸为 60 mm, 短轴尺寸为 60、45、30 和 15 mm, 在成形极限测试中, 通过更换胀形模具来实现应变比为 1、0.75、0.5 和 0.25 的恒应变路径胀形。 Ti_2AlNb 合金的热态气压成形的最佳变形温度为 950~1000 °C, 其中 985 °C 为 Ti_2AlNb 合金薄壁构件成形的典型温度, 在该温度下合金具有较好的成形性能。此外, 在 Ti_2AlNb 合金薄壁构件的热态气压成形中, 应变速率 $0.01 s^{-1}$ 为构件成形中较为典型的应变速率, 因此, 选择变形温度为 985 °C 和应变速率为 $0.01 s^{-1}$ 作为 Ti_2AlNb 合金高温成形极限测试条件并对计算模型进行验证。板材在变形过程中的内压采用压力控制系统进行控制, 压力控制精度为 $\pm 0.05 MPa$ 。在板材胀形过程中, 通过控制气压的变化来使胀形件顶点的应变速率保持恒定。气压加载路径由式 (28) 计算获得^[19]:

$$\left\{ \begin{array}{l} P = \frac{2s_0\sigma_i(1 + \frac{a'b_0^2}{a_0^2})}{b_0\sqrt{1 - a' + a'^2}} \sqrt{\frac{(2 - a')\dot{\epsilon}\tau}{\exp(2\sqrt{1 - a' + a'^2})}} \cdot \\ \exp(\frac{-3\dot{\epsilon}\tau}{2\sqrt{1 - a' + a'^2}}) \\ a' = 0.5[1 + \exp(1 - \frac{a_0}{b_0})] \end{array} \right. \quad (28)$$

式中: a_0 和 b_0 分别为胀形件的长短轴尺寸; a' 为形状尺寸特征参量, 用以表示胀形最高点的最大主应力与最小主应力比值; s_0 为初始壁厚; τ 为胀形时间; P 为胀形压力。

通过式 (28) 计算获得的压力加载曲线如图 9 所示。在胀形初始阶段, 胀形压力逐渐提高, 当胀形压力达到最大值后, 随着变形的持续, 胀形压力逐渐降低。

采用测量和计算成形件破裂后变形量的方式来获得成形极限。在成形极限测试前, 需要对 Ti_2AlNb 合金板材进行表面处理, 去除板坯表面存在的划痕等缺陷, 防止缺陷导致板材提前破裂, 同时要保证板坯各处的壁厚均匀性。对表面处理过的板材进行

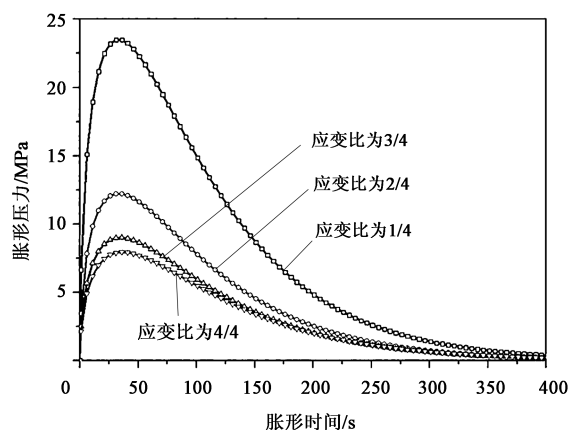


图 9 变形温度为 985 °C 和应变速率为 $0.01 s^{-1}$ 时不同应变比下的胀形压力加载路径

Fig. 9 Bulging pressure loading paths under different strain ratios at temperature of 985 °C and strain rate of $0.01 s^{-1}$

表面网格印制, 网格的印制采用电化学的方法, 电压为 24 V, 电流为 3 A。印制的网格采用方形网格, 网格的尺寸为 1 mm×1 mm。

通过实验获得的成形极限点和采用 Hill79 屈服准则计算获得的成形极限点对比如图 10 所示。在该成形条件下, 计算获得的成形极限与实验点的一致性较好。通过理论计算获得的成形极限整体上小于实验测得的成形极限, 这是由于, 本文建立的成形极限预测方法是以板材的颈缩作为材料失稳的判断点, 而实验测试获得的成形极限点为板材发生破裂后测量获得的最大应变点。在高温变形时, Ti_2AlNb 合金在发生颈缩后不会马上发生破裂, 仍然具有一定的持续变形能力, 导致实验测得的成形极限点偏高。

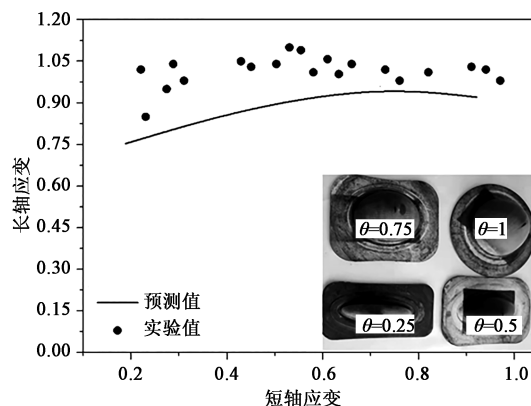


图 10 变形温度为 985 °C 和应变速率为 $0.01 s^{-1}$ 时通过 Hill79 屈服准则获得的成形极限与实验获得的成形极限对比

Fig. 10 Comparison of forming limit between obtained by Hill79 yield criterion and experiment at temperature of 985 °C and strain rate of $0.01 s^{-1}$

4 结语

本文分析了通过 M-K 理论预测板材高温成形极限时,材料模型所需满足的必要条件;并通过基于内变量的 Ti_2AlNb 合金本构方程将材料变形中微观组织的演变以及微观组织演变对力学性能和成形性能的影响引入到 M-K 理论中,建立了 Ti_2AlNb 合金基于内变量的 M-K 理论高温成形极限计算模型。计算了 Mises 屈服准则、Hill48 屈服准则、Hill79 屈服准则以及 Barlat89 屈服准则这 4 种不同的屈服准则下的高温成形极限,屈服准则的选择对高温成形预测结果有显著的影响。在双拉应变区,不同屈服准则计算的结果差异随着应变比的增大而增大。对 Ti_2AlNb 合金板材在不同成形条件下的成形极限预测表明,随着变形温度的提高,合金的成形极限提高。当应变速率由 0.001 s^{-1} 提高至 0.01 s^{-1} 时,合金成形极限的变化不大,而当应变速率提高到 0.1 s^{-1} 时合金的成形极限显著提高。在 Ti_2AlNb 合金板材高温变形过程中,应变软化有利于提高材料的成形极限。通过实验的方法进行了变形温度为 985°C 和应变速率为 0.01 s^{-1} 条件下的恒应变速率成形极限测试,采用该模型理论预测的成形极限与实验测得的成形极限的一致性良好。

参考文献:

- [1] Hill R. On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1952, 1 (1): 19–30.
- [2] Li X Q, Nan S, Guo G Q, et al. Prediction of forming limit curve (FLC) for Al-Li alloy 2198-T3 sheet using different yield functions [J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2013, (5): 1317–1323.
- [3] Paraianu L, Com A D S, Nicodim I P, et al. Effect of the constitutive law on the accuracy of prediction of the forming limit curves [J]. *Key Engineering Materials*, 2012, 1665 (504–506): 77–82.
- [4] Paul S K. Controlling factors of forming limit curve: A review [J]. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering*, 2021, 2: 100033.
- [5] Yamashita M, Nikawa M, Kuroda T. Effect of strain-rate on forming limit in biaxial stretching of aluminum sheet [J]. *Procedia Manufacturing*, 2018, 15: 877–883.
- [6] Chu X R, Leotoing L, Guines D, et al. Temperature and strain rate influence on AA5086 forming limit curves: Experimental results and discussion on the validity of the M-K model [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2014, 78: 27–34.
- [7] 付明杰, 曾元松, 钱健行, 等. Ti-22Al-25Nb 合金扩散连接工艺及连接机制研究 [J]. *稀有金属*, 2020, 44 (12): 1233–1239.
- [8] Fu M J, Zeng Y S, Qian J X, et al. Diffusion bonding process and mechanism of Ti-22Al-25Nb alloy [J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2020, 44 (12): 1233–1239.
- [9] Zhang R Q, Shao Z T, Lin J G. A review on modelling techniques for formability prediction of sheet metal forming [J]. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2018, 1 (3): 115–125.
- [10] Wang N, Ilinich A, Chen M H, et al. A comparison study on forming limit prediction methods for hot stamping of 7075 aluminum sheet [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2019, 151: 444–460.
- [11] Lin J G, Mohamed M, Balint D, et al. The development of continuum damage mechanics-based theories for predicting forming limit diagrams for hot stamping applications [J]. *International Journal of Damage Mechanics*, 2014, 23 (5): 684–701.
- [12] Li F F, Fu M W, Lin J P, et al. Experimental and theoretical study on the hot forming limit of 22MnB5 steel [J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 71 (1–4): 297–306.
- [13] Ying L, Liu W Q, Wang D T, et al. Parameter calibration of GTN damage model and formability analysis of 22MnB5 in hot forming process [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26 (11): 5155–5165.
- [14] Marciniak Zdzislaw, Kuczyński Kazimierz. Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1967, 9 (9): 609–620.
- [15] Chen J S, Zheng X Y, Liu Y S. Theoretical prediction of high strength steel 22MnB5 forming limit in high temperature based on M-K model [J]. *Procedia Engineering*, 2017, 207: 550–555.
- [16] Gao H, Fakir O E, Wang L L, et al. Forming limit prediction for hot stamping processes featuring non-isothermal and complex loading conditions [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2017, 131–132: 792–810.
- [17] Wu Y, Wang D J, Liu Z Q, et al. A unified internal state variable material model for Ti_2AlNb -alloy and its applications in hot gas forming [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2019, 164 (C): 105126.
- [18] Shao Z T, Li N, Lin J G, et al. Formability evaluation for sheet metals under hot stamping conditions by a novel biaxial testing system and a new materials model [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2017, 120: 149–158.
- [19] Kulas M A, Krajewski P E, Bradley J R, et al. Forming-limit diagrams for hot-forming of AA5083 aluminum sheet: Continuously cast material [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2007, 16 (3): 308–313.
- [20] Siegert K, Jaeger S. Pneumatic bulging of magnesium AZ31 sheet metal at elevated temperatures [A]. *TMS Annual Meeting and Symposium on Magnesium Technology* [C]. US, 2004.