

一个基于孔洞演化机制的韧性断裂预测模型

穆磊¹⁾, 臧勇^{1)✉}, Araujo Stemler Pedro Malaquias²⁾

1) 北京科技大学机械工程学院,北京 100083 2) 美国俄亥俄州立大学精密成形中心,哥伦布 43210
✉通信作者, E-mail: yzang@ustb.edu.cn

摘要 在韧性断裂中微观孔洞演化机制的基础上,提出了一个基于孔洞演化机制的非耦合型韧性断裂预测模型. 模型充分考虑了两种典型的孔洞演化机制:孔洞的长大机制和孔洞的拉长扭转机制. 该模型引入了三个具有不同物理意义的材料参数:材料对不同孔洞演化机制的敏感度、应力状态敏感度系数和材料的损伤阈值,并使用等效塑性应变增量表征其对韧性损伤累积过程的驱动作用. 为了使模型可以更好地反映三维应力状态对材料韧性断裂性能的影响,将该模型从主应力空间转换到由应力三轴度、罗德参数和临界断裂应变构成的三维空间,得到了由模型确定的三维韧性断裂曲面,并研究了相关参数对三维韧性断裂曲面及平面应力二维韧性断裂曲线的影响. 利用 5083-O 铝合金、TRIP690 钢和 Docol 600DL 双相钢三个典型的轻质高强板材的韧性断裂数据验证了该模型对不同材料和不同应力状态的适用性和准确性.

关键词 韧性断裂; 非耦合; 应力三轴度; 罗德参数; 孔洞演化
分类号 TG113.25

A micromechanically motivated uncoupled model for ductile fracture prediction

MU Lei¹⁾, ZANG Yong^{1)✉}, Araujo Stemler Pedro Malaquias²⁾

1) School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
2) Center for Precision Forming, the Ohio State University, Columbus 43210, USA
✉Corresponding author, E-mail: yzang@ustb.edu.cn

ABSTRACT This paper is a contribution to the ductile fracture prediction by the proposal of a new uncoupled ductile fracture criterion. In the new criterion, two typical void deformation models were carefully considered, with the plastic strain increment regarded as a key impetus of the damage evolution and its accumulation. The new ductile fracture criterion was constructed with three model parameters with different physical meanings. A 3D ductile fracture surface model was obtained by transforming the proposed criterion from stress space to the space of stress triaxiality, Lode parameter, and fracture strain, and a parametric study was carried out to better understand their effects. To validate the performance of the new criterion, it was used to construct the 3D fracture surfaces of 5083-O aluminum alloy, TRIP690, and Docol 600DL (a dual-phase steel). Comparisons of the results with experimental observations indicate that the proposed criterion provides good prediction capability over a large range of stress states for various materials, with good flexibility and considerable accuracy.

KEY WORDS ductile fracture; uncoupled; stress triaxiality; Lode parameter; void evolution

近年来,为了减轻车身重量,提高燃油经济性,同时保证驾驶安全性,轻质高强金属板材得到了越来越广泛的使用,例如先进高强钢、铝合金、镁合金等材料^[1]. 然而,这些材料在板材冲压成形过程中会出现一些传统方法无法准确预测的韧性断裂问题. 例如,

先进高强钢在方形件冲压过程中出现的剪切型韧性断裂^[2],其具有以下特点:(1)断裂出现在凹模圆角附近;(2)断裂位置没有明显的板厚减薄;(3)断裂位置的材料经历了纯剪切的应变路径($\alpha = -1$, α 为应变路径 $\alpha = \varepsilon_2/\varepsilon_1$, ε_2 和 ε_1 分别为平面应力状态下的次应

变和主应变)。由于传统成形极限图只能预测从单向拉伸应变路径 ($\alpha = -1/2$) 到双向等拉应变路径 ($\alpha = 1$) 之间的颈缩或断裂问题, 并且其实验和理论基础是板材的局部减薄。因此, 目前被工业界广泛采用的成形极限图方法很难预测先进高强钢的这种韧性断裂问题。另一方面, 上述轻质高强板材在一般应变路径 ($-1/2 < \alpha < 1$) 下成形时会发生没有明显颈缩的韧性断裂^[3]。可见, 这些材料的颈缩成形极限曲线 (necking forming limit curve) 和断裂成形极限曲线 (fracture forming limit curve) 非常接近, 甚至难于区分。因此, 各国学者们已将研究重点放在韧性断裂模型的开发上, 以期能够预测上述材料在大应变路径范围内的韧性断裂行为。

金属塑性变形时的韧性断裂过程主要包括微孔洞的形核、生长和聚合^[4]。McClintock 等^[5]和 Rice 及 Tracey^[6]分别利用圆柱体和球体的微孔洞简化模型, 研究了其演化行为。Gurson^[7]首先提出了可以描述韧性断裂物理过程的数学模型。该模型中, 球形孔洞的生长和材料的本构方程相互耦合, 使该数学模型可以描述由于微孔洞演化导致材料力学性能的劣化。此后, Tvergaard 和 Needleman^[8]通过考虑孔洞形核效应改进了最初的 Gurson 模型, 得到了著名的 Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) 模型。然而, 最初的 GTN 模型无法准确预测低应力三轴度或负应力三轴度下由剪切导致的韧性断裂。为此, 一些学者在原始的 GTN 模型中考虑了罗德角对孔洞演化行为的影响^[9-10]。由于在 GTN 模型中, 材料的塑性行为与韧性断裂过程相互耦合, 该模型也被称为耦合型韧性断裂模型^[11]。另一种耦合型韧性断裂预测方法是基于连续损伤力学 (continuum damage mechanics) 的预测模型, 即 CDM 模型^[12-13]。CDM 模型含有一个与材料本构方程相互耦合的宏观连续损伤变量, 以描述材料由于塑性变形而导致的劣化。为了提高 CDM 模型在剪切条件下的预测性能, Cao 等人^[14-15]在模型中引入罗德角的影响。然而, 上述模型中材料损伤效应与材料本构方程的相互耦合给模型参数的计算带了困难^[11]。因此, 参数较少/形式更简单的非耦合型韧性断裂模型更加适用于工业应用^[11]。非耦合型韧性断裂模型的主要特点是韧性断裂过程独立于材料的本构方程之外, 即用于表征材料损伤程度的损伤指数和材料本构方程不存在相互影响。Freudenthal^[16]基于塑性功原理提出了第一个非耦合型韧性断裂模型。非耦合型韧性断裂模型最有代表性的研究进展是美国麻省理工学院 Bai 和 Wierzbicki 的 MMC (Modified Mohr-Coulomb) 模型^[17]和韩国科学技术院 Lou 和 Huh 的 Lou-Huh 模型^[18]。Bai 和 Wierzbicki^[17]利用一个由静水应力和罗德角定义的屈服准则, 并在 $\bar{\sigma} = A\bar{\epsilon}^n$ 的应力应变关系假设下, 将用

于预测岩土破裂的 Mohr-Coulomb 模型 (MC 模型) 扩展为可以预测金属材料韧性断裂的 MMC 模型。在 Lou-Huh 模型中, Lou 和 Huh 分别利用等效塑性应变、应力三轴度和最大剪应力的函数来表征孔洞的形核、长大和聚合效应^[18]。可见, Lou-Huh 模型是一种基于微观孔洞演化机制的韧性断裂模型。大量研究表明^[2, 17-20], MMC 模型和 Lou-Huh 模型可以较好地预测一些轻质高强板材复杂的韧性断裂行为。尽管如此, 上述两个模型也有一定的局限性, 主要体现在: (1) MMC 模型的理论基础是预测岩土脆性断裂的 MC 模型, 因此其无法反映韧性断裂的物理过程; (2) MMC 模型采用了基于 $\bar{\sigma} = A\bar{\epsilon}^n$ 的材料应变强化模型, 因此当所研究材料的应变强化行为不能用 $\bar{\sigma} = A\bar{\epsilon}^n$ 来描述时, 使用 MMC 模型会造成一定的不一致性, 这影响了该模型的适用性^[21]; (3) Lou-Huh 模型认为微观孔洞的生长和聚合行为同时发生, 而孔洞的聚合行为只发生在韧性损伤的最后阶段, 因此该模型不能很好的反映这一实际情况。

研究表明^[22], 三维应力状态高度影响微观孔洞的演化, 其演化机制主要包括两种: 长大机制和拉长扭转机制。前者表现为孔洞体积分数的明显扩大, 后者表现为孔洞形状的剧烈改变。Kiran 和 Khandelwal^[22]指出, 增大的应力三轴度有助于微观孔洞的长大机制, 进而促进孔洞间材料在微观尺度上发生颈缩, 并导致韧性断裂, 降低临界断裂应变。而在低应力三轴度下, 孔洞的拉长扭转机制有助于孔洞间材料在微观尺度上发生剪切集中, 并造成最终的韧性断裂^[23]。近年来, 学者们开始关注罗德参数对韧性断裂行为的影响^[22, 24-27], 并得出了颇具意义的研究结论: 罗德参数高度影响微观孔洞的拉长扭转机制; 应力三轴度越小, 罗德参数的影响越大。综上所述, 在高应力三轴度下孔洞主要通过长大机制来演化, 而罗德参数主要控制孔洞的拉长扭转机制, 且罗德参数的影响随着应力三轴度的降低而增强。从连续力学的角度, 应力三轴度和罗德参数又可以用来表征任意三维应力状态^[28]。可见, 应力三轴度和罗德参数起到了连接韧性断裂微观机理和宏观三维应力状态的重要作用。此外, 在文献[28]中, 研究人员发现 5083-O 铝合金的韧性断裂行为几乎不受罗德参数的影响。鉴于该参数对孔洞拉长扭转机制的作用, 可见不同材料对不同孔洞演化机制具有不同的敏感度。综上分析, 一个合理的韧性断裂预测模型应该满足以下几个要求: (1) 可以反映任意三维应力状态对韧性断裂行为的影响; (2) 可以考虑微观孔洞的演化机制; (3) 可以表征不同材料对不同孔洞演化机制的敏感度。本文的主要目的, 就是提出一个符合这一要求的非耦合韧性断裂

模型.

本文首先回顾并分析了韧性断裂中微观孔洞的演化机制,在此基础上提出了一个可以考虑孔洞演化机制和材料对不同孔洞演化机制敏感度的韧性断裂预测模型.为了使该模型能够反映任意三维应力状态对韧性断裂行为的影响,本文将该模型转换至基于应力三轴度、罗德参数和临界断裂应变($\bar{\epsilon}_f$)的三维空间,得到了与该模型对应的三维韧性断裂曲面方程.为了更好地理解该模型的预测原理,本文又重点研究和分析了模型参数对三维韧性断裂曲面和由其确定的平面应力二维韧性断裂曲线的影响.最后,通过与多种典型材料韧性断裂试验数据的对比,验证了该模型的预测性能.

1 非耦合韧性断裂模型提出

1.1 孔洞长大机制及其表征

孔洞演化机制主要包括两种:长大机制和拉伸扭转机制.在研究孔洞的拉长机制时,人们常常采用具有高应力三轴度特征的拉伸实验,拉伸试件主要包括板材试件^[11-29]和棒材试件^[11-28,30].借助原位观察技术和扫描电子显微镜技术,人们可以观察单个孔洞的演化过程及最后的韧性断面微观形貌. Achouri 等^[30]利用一种高强度低合金钢(HSLA)进行了高应力三轴度的原位拉伸实验,观察到的微观孔洞演化行为如图1所示.可见,当发生塑性变形时,由于基体材料和夹杂物(MgO-Al₂O₃)之间的应变不一致,微孔洞首先在二者的界面处形核.随后,伴随着塑性应变的增加,孔洞逐渐长大为椭圆形,且椭圆体的长轴与最大主应力方向平行.在韧性断裂前的最后阶段,不断长大的孔洞之间的材料发生微观尺度上的颈缩直至最后的断裂,形成表面凹凸不平并带有大量深韧窝的断面形貌.基于上述观察,本文认为微观孔洞的长大机制主要由最大主应力控制,其最主要的特点是:(1)微观孔洞倾向于以椭圆体的形状不断扩大;(2)椭圆体长轴方向与最大主应力方向平行;(3)带有明显的孔洞体积变大.综上,本文使用量纲一的最大主应力表征孔洞的长大机制,即 $\sigma_1/\bar{\sigma}$,其中 σ_1 为最大主应力, $\bar{\sigma}$ 为 von Mises 等效应力.

1.2 孔洞拉长扭转机制及其表征

孔洞的拉长扭转机制,常常通过板材纯剪^[28,30]和棒材压缩^[11-29]等具有低应力三轴度特征的韧性断裂实验来研究.在棒材压缩实验中,韧性断裂面与压缩方向成45°角,对应于最大剪应力的方向.在板材纯剪实验中,韧性断裂面位于剪切面上,也对应于最大剪应力的方向.上文中的 HSLA 板材在纯剪切实验中,借助于原位观察技术获得的孔洞拉长扭转机制如图2所示.可见,当发生塑性变形时,基体材料和夹杂物

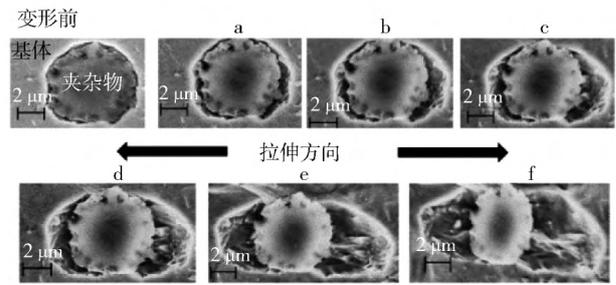


图1 孔洞长大机制^[30]

Fig. 1 Void dilation^[30]

(MgO-Al₂O₃)之间的应变不一致性导致微孔洞首先在二者的界面处形核.与图1不同,随着塑性应变继续增加,形核后的孔洞在最大剪应力的作用下被拉长和扭转,并伴随着剧烈的形状改变.在塑性断裂前的最后阶段,充分变形后的孔洞之间的材料发生微观尺度上的剪切集中效应直至最后的断裂,形成表面较光滑,并分布有浅韧窝的断面形貌.基于上述观察,本文认为微观孔洞拉长扭转机制主要由最大剪应力控制,其最主要的特点是微观孔洞形核后沿着最大剪应力的方向被拉长并扭转,伴有剧烈的孔洞形状改变.综上,本文使用量纲一的最大剪应力表征孔洞的拉长扭转机制,即 $\tau_{\max}/\bar{\sigma}$,其中 τ_{\max} 为最大剪应力.

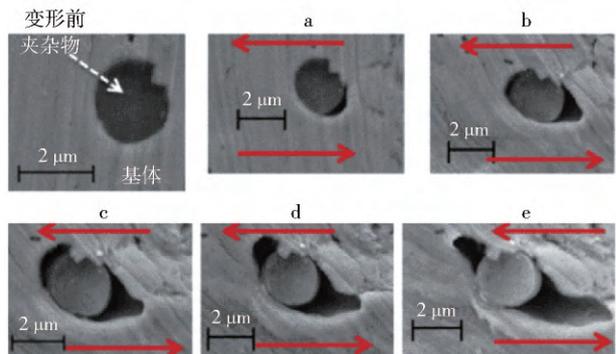


图2 孔洞拉长扭转机制^[30]

Fig. 2 Void elongation and rotation^[30]

1.3 基于主应力的非耦合韧性断裂模型

综上所述可知,在高应力三轴度的拉伸实验中,孔洞的长大机制导致最终的韧性断裂,而在低应力三轴度的剪切或压缩实验中,孔洞的拉长和扭转机制导致最终的韧性断裂.当应力三轴度由小变大时,往往会出现三种不同的断裂形式^[21]:剪切型韧性断裂、混合型韧性断裂和拉伸型韧性断裂.可见在一般三维应力状态下,上述孔洞演化机制将共同影响材料的韧性断裂行为.此外,不难发现,在微观孔洞的演化过程中,等效塑性应变增量不仅促使微观孔洞的形核,并且推动由孔洞演化导致的不可逆的损伤累积过程.因此,本文认为,当材料发生一定的塑性应变时,所积累的韧性损伤量可用下式表征,即

$$dF = \left\langle C_1 \frac{\sigma_1}{\sigma} + (1 - C_1) \frac{\tau_{\max}}{\sigma} \right\rangle^{C_2} d\bar{\varepsilon}^p, \quad 0 \leq C_1 \leq 1, \quad \tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2}, \langle x \rangle = \begin{cases} x, & x \geq 0; \\ 0, & x < 0. \end{cases} \quad (1)$$

式中 dF 为一定塑性应变增量 $d\bar{\varepsilon}^p$ 发生后韧性损伤的增加量; C_1 为不同材料对不同孔洞演化机制的敏感系数, 其取值范为 $[0, 1]$, $C_1 = 0$ 表示材料的韧性断裂行为只受上述孔洞拉长扭转机制的影响, $C_1 = 1$ 表示材料只通过上述孔洞长大机制发生韧性断裂 $\rho < C_1 < 1$ 表示材料将受到上述孔洞演化机制的共同影响; C_2 为应力状态敏感系数; 函数 $\langle x \rangle$ 用于表示韧性损伤的不可逆过程. 在韧性断裂预测模型中, 往往需要一个损伤阈值来预测韧性断裂的发生, 为此将式 (1) 积分至韧性断裂前最后时刻的临界断裂应变 $\bar{\varepsilon}_f$, 即

$$C_3 = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \left\langle C_1 \frac{\sigma_1}{\sigma} + (1 - C_1) \frac{\tau_{\max}}{\sigma} \right\rangle^{C_2} d\bar{\varepsilon}^p. \quad (2)$$

式中 C_3 为材料韧性断裂的损伤阈值. 因此, 塑性变形中材料的实时损伤指数 D , 可由下式定义, 即

$$D = \frac{1}{C_3} \int_0^{\bar{\varepsilon}_t} \left\langle C_1 \frac{\sigma_1}{\sigma} + (1 - C_1) \frac{\tau_{\max}}{\sigma} \right\rangle^{C_2} d\bar{\varepsilon}^p. \quad (3)$$

综上, 本文提出了一种基于孔洞演化机制的韧性断裂预测模型, 即式 (3). 该模型认为, 当损伤指数 D 达到 1.0 时, 材料发生韧性断裂. 此外, 由于该式的积分形式, 其可以被用于非线性的应变路.

2 基于应力三轴度和罗德参数的模型转换

由于应力三轴度和罗德参数可以用来量纲一地表征主应力空间 $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ 中的任意三维应力状态, 因此本节将利用应力三轴度和罗德参数与主应力之间的关系, 将式 (3) 进行转换, 以期更好地描述材料在任意三维应力状态下由式 (3) 预测的韧性断裂性能.

2.1 基于应力三轴度和罗德参数的应力状态特征化

如图 3 所示, 主应力空间中任意三维应力状态可用 \vec{OP} 表示, 其可被分解为垂直于 π 平面的静水应力部分 \vec{OM} 和平行于 π 平面的偏应力部分 \vec{MP} . 静水压力 (p) 和 von Mises 等效应力 ($\bar{\sigma}$) 分别由式 (4) 和式 (5) 定义, 即

$$p = -\sigma_m = -\frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}, \quad (4)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_2} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}. \quad (5)$$

其中, σ_1, σ_2 和 σ_3 分别为第一、第二和第三主应力. p 和 $\bar{\sigma}$ 与 \vec{OM} 和 \vec{MP} 的大小关系如图 3 所示. 由应力三轴度的定义可知, 其可以被用来量纲一地表征应力状态的静水部分 \vec{OM} , 即

$$\eta = -\frac{p}{\sigma} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3\sigma} = \frac{\sigma_m}{\sigma}. \quad (6)$$

式中 η 为应力三轴度. 而应力状态的偏量部分 \vec{MP} 可由罗德角 θ 表示, 如图 3 所示, 其值可以通过量纲一的应力状态第三不变量 J_3 计算^[17, 28], 即

$$\xi = \cos(3\theta) = \frac{27}{2} \frac{J_3}{\sigma^3} = \frac{27(\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m)}{2\sigma^3}. \quad (7)$$

除了罗德角 θ 外, 罗德参数 L 和罗德角参数 $\bar{\theta}$ 也可被用来表征应力状态的偏量部分, 它们与罗德角 θ 之间的关系如式 (8) 和式 (9) 所示^[1, 31]. 此外, 罗德参数 L 又可以直接由三个主应力计算, 如式 (10) 所示^[1, 31].

$$L = \frac{3 \tan \theta - \sqrt{3}}{\tan \theta + \sqrt{3}}, \quad (8)$$

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{6\theta}{\pi}, \quad (9)$$

$$L = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3}. \quad (10)$$

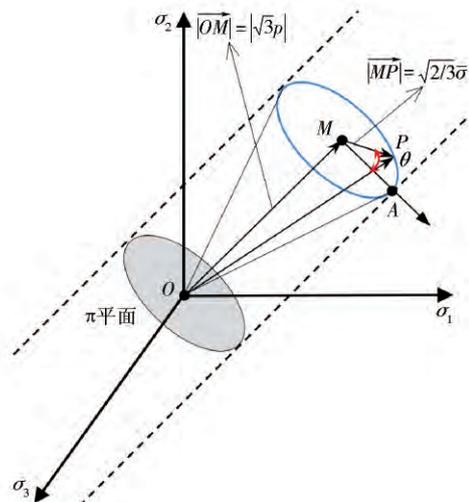


图 3 三维应力空间的特征化
Fig. 3 Stress state characterization

根据定义 θ 的取值范围为 $[0, \pi/3]$, 因此 L 的取值范围为 $[-1, 1]$. 其中 $L = -1$ 表示正规化的单向拉伸状态, $L = 0$ 表示正规化的平面应变状态, $L = 1$ 表示正规化的单向压缩状态^[19, 31]. 在文献 [1, 31] 中, 研究人员进行了基于 η 和 L 的应力状态特征化, 并得到了 η, L 和 $\bar{\sigma}$ 与三个主应力之间的关系, 即

$$\sigma_1 = \left(\eta + \frac{(3-L)}{3\sqrt{L^2+3}} \right) \bar{\sigma}, \quad (11)$$

$$\sigma_2 = \left(\eta + \frac{2L}{3\sqrt{L^2+3}} \right) \bar{\sigma}, \quad (12)$$

$$\sigma_3 = \left(\eta - \frac{(3+L)}{3\sqrt{L^2+3}} \right) \bar{\sigma}, \quad (13)$$

$$\frac{\tau_{\max}}{\sigma} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2\sigma} = \frac{1}{\sqrt{L^2 + 3}} \quad (14)$$

由于 L 的取值范围为 $[-1, 1]$, 式(11) ~ (13) 可以满足 $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$ 的要求. 将三个主应力分别置 0, 可以得到板材冲压平面应力假设下 η 与 L 的关系, 如图 4 所示. 其将被用于下文的解释说明. 图 4 中, a 点表示板材单向压缩, b 点表示板材纯剪切, c 点表示板材单向拉伸, d 点表示板材平面应变拉伸, e 点表示板材双向等拉. 综上可见, 不论是三维应力状态还是二维平面应力状态, 都可以通过 η 与 L 的组合来表征.

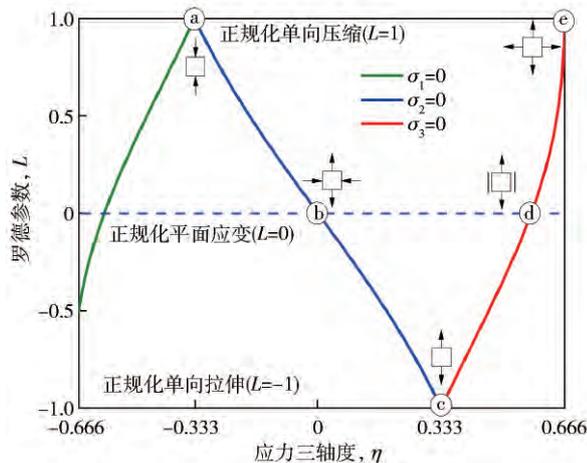


图 4 平面应力条件下 L 与 η 的非线性关系

Fig. 4 Non-linear relationship between the L and η for the plane stress condition

2.2 将韧性断裂模型由主应力空间转换至 $(\eta, L, \bar{\epsilon}_f)$ 空间

将式(11)和式(14)带入式(3)中,可以得到基于 η 与 L 的韧性断裂模型,即

$$D = \frac{1}{C_3} \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \left\langle \frac{C_1(3\eta\sqrt{L^2+3}-L)+3}{3\sqrt{L^2+3}} \right\rangle^{C_2} d\bar{\epsilon}^p. \quad (15)$$

由于式(1)表示一定塑性应变增量 $d\bar{\epsilon}^p$ 发生后韧性损伤的增加量,因此式(3)和式(15)又为非线性应变路径下的韧性损伤累积模型,可被用于预测非线性应变路径下的韧性断裂. 需要指出的是,比例加载时 η 和 L 将保持不变. 在这种条件下,式(15)可以进一步转换为下式,即

$$\bar{\epsilon}_f = C_3 \left[\frac{3\sqrt{L^2+3}}{C_1(3\eta\sqrt{L^2+3}-L)+3} \right]^{C_2}. \quad (16)$$

式中 $\bar{\epsilon}_f$ 为临界断裂应变. 特别地,当式(15)尖括号中的量小于零时,临界断裂应变 $\bar{\epsilon}_f$ 变为无穷大,即表示此时无法发生韧性断裂,这一点与文献[1]和[17]中的相关结论一致. 即在图 4 中存在一个韧性断裂分界线,分界线左侧无法发生韧性断裂行为.

综上,本文提出的韧性断裂预测模型最终演变为一个位于 $(\eta, L, \bar{\epsilon}_f)$ 空间中的三维韧性断裂曲面. 三

维韧性断裂曲面上任何一点的两个水平坐标代表任意应力状态. 而该点的纵坐标则代表此应力状态对应的线性比例加载下材料在发生韧性断裂前所能承受的最大等效塑性应变. 值得注意的是,所提出的模型中并没有特定的材料应力-应变曲线方程,与 MMC 模型相比,该模型具有更好的灵活性. 此外,由于该模型充分考虑了孔洞的演化机制,相比 MMC 模型和 Lou-Huh 模型具有更坚实的物理基础,这有利于从韧性断裂的物理过程角度出发分析材料的韧性断裂行为. 需要指出的是,非线性应变路径的情况非常复杂,且目前关于韧性断裂的研究主要集中在线性比例加载的情况下,因此下文的分析工作以线性比例加载为主.

3 模型参数影响研究

所提出的韧性断裂预测模型中包括了三个具有不同物理意义的材料参数,本节将在比例加载假设下,通过建立三维韧性断裂曲面和二维平面应力韧性断裂曲线来揭示这三个材料参数对韧性断裂预测的影响. 需要指出的是,为了将所建立的三维曲面展现在同一应变范围内,3.1 和 3.2 节在不影响相关结论的前提下对 C_3 进行了适当地调整,以保证三维曲面在平面应力单向拉伸(图 4 中 c 点)时具有相同的临界断裂应变. 此外,由于 $\sigma_1 = 0$ 时,板材将倾向于发生褶皱失稳,而非韧性断裂. 因此在下文图示中,均不考虑 $\sigma_1 = 0$ 的情况.

3.1 C_1 影响研究

在韧性断裂模型中, C_1 表示材料对不同孔洞演化机制的敏感性. 当 $C_1 = 0$ 时,材料将只通过孔洞的拉长扭转机制实现韧性断裂. 从宏观的角度来说, η 与材料的受拉伸程度成正比. 因此 η 可以影响孔洞的长大机制. $C_1 = 0$ 忽略了孔洞的长大机制,因此当 L 不变时 η 的变化不会改变材料的临界断裂应变. 此时三维曲面相对于 $L = 0$ 对称,如图 5(a) 所示. 当 $C_1 \neq 0$ 时,孔洞的长大机制将被考虑,如图 5(b) 和图(c). 此时 L 取任意值时,材料的临界断裂应变都随着 η 的增加而降低. 这是由于增加的 η 促进了孔洞的长大机制,进而加速了韧性断裂的过程,减少了临界断裂应变. 可见所提出的模型可以很好地反映这一实际情况. 通过比较图 5(b) 和图(c),可知,当 C_1 增加时,三维韧性断裂曲面对 η 的敏感度也增加,说明孔洞的长大机制被加强. 此外,观察图 5 还可以发现,不论 η 取何值,临界断裂应变的极小值点总是出现在 $L = 0$,而在 $L = 1$ 和 -1 时达到极大值点. 在文献[32]中,DP600 板材在不同应力状态下的临界断裂应变也符合上述规律. 这是由于,当 $L = 0$ 时,量纲一的最大剪应力达到最大,如式(14)所示,此时孔洞的拉长扭转机制处于最强,这将促使微观孔洞沿着最大剪应力

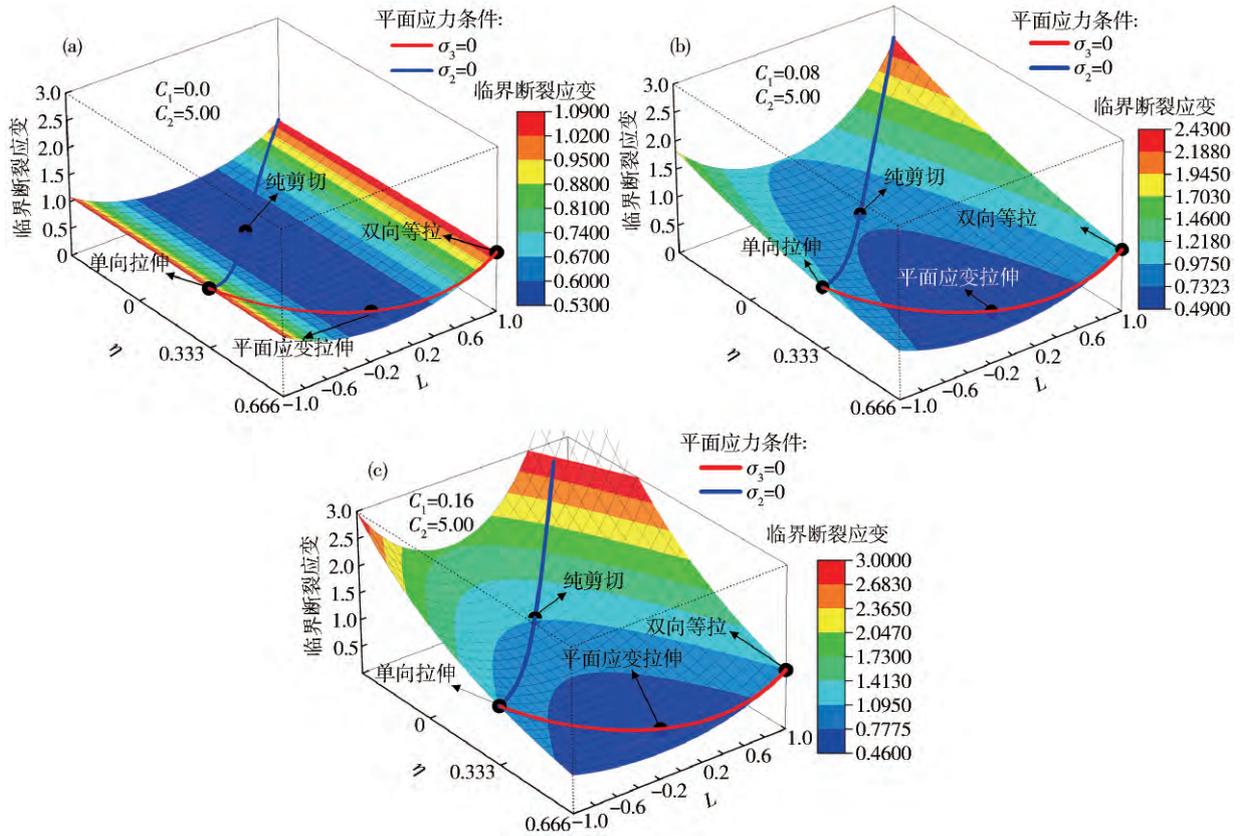


图 5 C_1 对断裂曲面的影响. (a) $C_1 = 0, C_2 = 5.0$; (b) $C_1 = 0.08, C_2 = 5.0$; (c) $C_1 = 0.16, C_2 = 5.0$

Fig.5 Effects of the C_1 on the fracture surface: (a) $C_1 = 0, C_2 = 5.0$; (b) $C_1 = 0.08, C_2 = 5.0$; (c) $C_1 = 0.16, C_2 = 5.0$

方向发生拉伸和扭转,最终降低了材料的临界断裂应变.可见所提出的模型也可以很好地反映这一实际情况.

3.2 C_2 影响研究

在韧性断裂模型中, C_2 通过一个指数运算来表征应力状态对损伤积累过程的影响.因此,三维韧性断裂曲面在应力空间中的弯曲程度随着 C_2 的增加而增加,如图 6 所示.考虑到平面应力状态下 η 和 L 存在图 4 中的一一对应关系,因此可以只使用 η 对平面应力下的应力状态进行表征.将图 6 中表示平面应力状态的空间曲线沿着 L 轴投影至由 η 和 $\bar{\epsilon}_1$ 表示的二维平面,如图 7 所示.可见,二维韧性断裂曲线的弯曲程度随着 C_2 的增加而增加,且增大了临界断裂应变在纯剪切和平面应变拉伸状态下与在单向拉伸状态下的比值.此外,曲线在单向拉伸状态 ($\eta = 1/3, L = -1$) 时存在一个不可微分点.研究表明^[1],这是因为最大剪应力方向的改变造成了孔洞拉长扭转演化方向的突变.

在金属板材成形领域,技术人员常利用板材成形极限图的方法来预测成形缺陷.平面应力条件下当不考虑材料各向异性时, η 和应变比 α ($\alpha = \epsilon_2/\epsilon_1$) 之间存在下式^[2]所描述的关系,即

$$\eta = \frac{1 + \alpha}{\sqrt{3} \sqrt{1 + \alpha + \alpha^2}} \quad (17)$$

而等效塑性应变又可以由下式^[2]计算,即

$$\bar{\epsilon}^p = \frac{2\epsilon_1}{\sqrt{3}} \sqrt{1 + \alpha + \alpha^2} \quad (18)$$

利用式(17)和式(18),可将图 7 转化为主应变空间中的断裂成形极限曲线,如图 8.可见,断裂成形极限曲线的弯曲度也随着 C_2 的增加而增加.此外,由图 8 可知,本文所提出的韧性断裂模型可以预测单向拉伸左侧的断裂极限,说明该模型具有预测先进高强钢剪切型韧性断裂的能力.

3.3 C_3 影响研究

由于 C_3 在模型中代表损伤阈值,并且其在模型中通过一个线性相乘运算来调节三维韧性断裂曲面,因此其主要影响三维韧性断裂曲面的“高度”,如图 9 所示.此外,在讨论 C_1 和 C_2 时, C_3 进行了相应的调整,以使所建立的断裂曲面在单向拉伸状态具有同样的临界断裂应变,这主要是为了能够在同一个应变区间 $[0, 3]$ 或 $[0, 5]$ 内展示 C_1 和 C_2 对断裂曲面的影响.不难发现,在图 5 中 C_1 的取值不断增大,为了保证上述要求,在 C_2 不变的情况下, C_3 的取值进行了相应的减小,但是 η 对曲面的影响依然是不断扩大的.可见,尽管 C_3

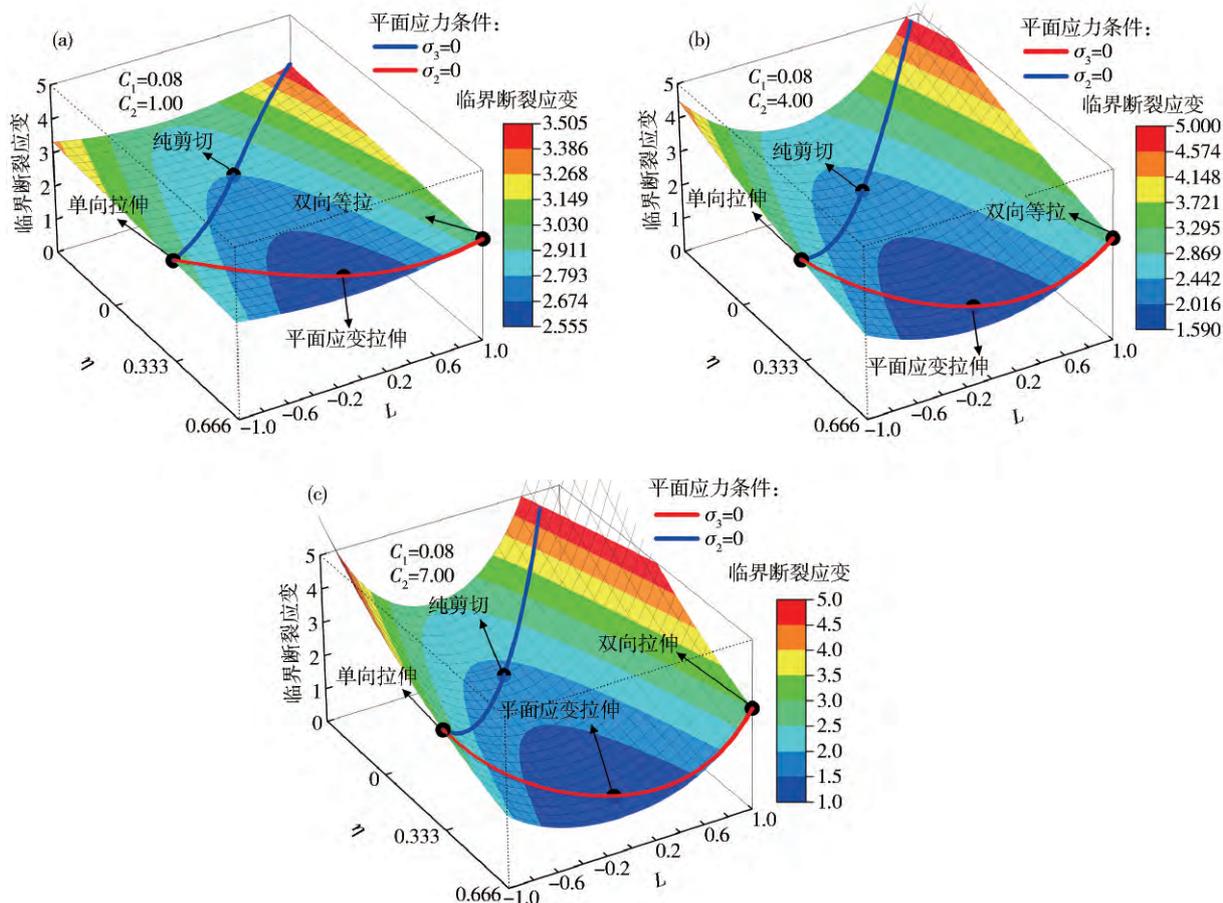


图 6 C_2 对断裂曲面的影响. (a) $C_1=0.08, C_2=1.0$; (b) $C_1=0.08, C_2=4.0$; (c) $C_1=0.08, C_2=7.0$

Fig. 6 Effects of the C_2 on the fracture surface: (a) $C_1=0.08, C_2=1.0$; (b) $C_1=0.08, C_2=4.0$; (c) $C_1=0.08, C_2=7.0$

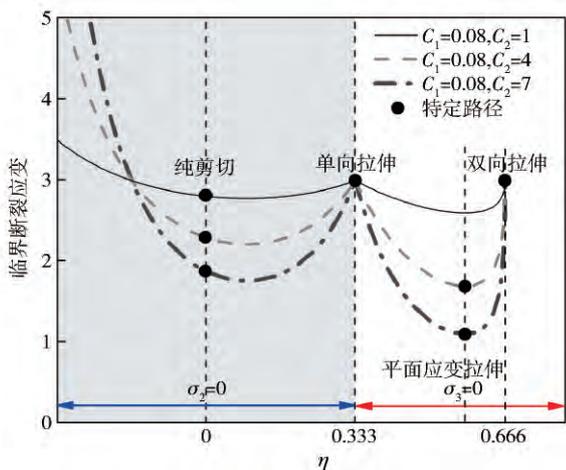


图 7 平面应力条件下 η 和 $\bar{\epsilon}_f$ 表示的二维断裂曲线

Fig. 7 2D fracture curves in the space of (strain to fracture , stress triaxiality) under plane stress conditions

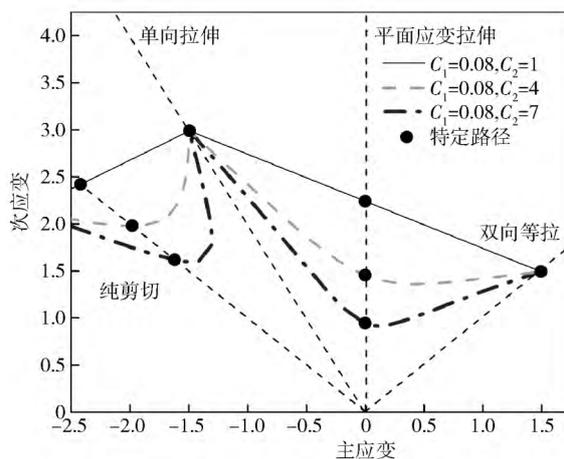


图 8 C_2 对断裂成形极限图的影响

Fig. 8 Effects of the C_2 on the fracture forming limit curves

被人为减小,但是这并没有影响有关 C_1 作用的相关结论. 而在图 6 中 C_2 的取值不断增大,为了保证上述要求,在 C_1 不变的情况下 C_3 的取值也进行了相应的减小,但是曲面的弯曲程度依然是不断增大的. 可见,尽管 C_3 被人为减小,但是这也没有影响有关 C_2 作用的相关结论.

4 模型验证

文献 [17, 28, 33] 中,研究人员分别利用 5083-O 铝合金、TRIP690 和先进高强钢 Docol 600DL (双相钢) 板材进行了多个准线性应变路径下的韧性断裂实验,并且这些实验涵盖了较宽的应力状态范围. 他们使用

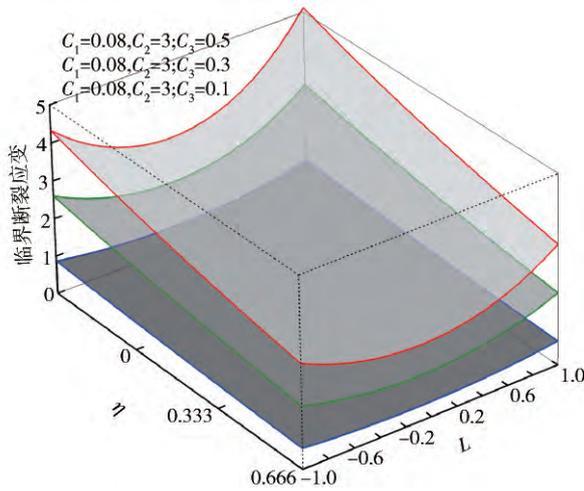


图 9 C_3 对断裂成形极限图的影响

Fig. 9 Effects of the C_3 on the fracture forming limit curves

仿真与实验相结合的方法得到了各个应变路径下材料起裂位置处的应力应变历史, 并利用等效塑性应变对相关数据进行平均化处理(即表 1 ~ 表 3 中的平均应力三轴度 η_{av} 和平均罗德参数 L_{av}) 以排除数据波动的影响, 结果如表 1 ~ 表 3 所示. 在文献 [17] 和 [28] 中, 研究人员分别利用了罗德角参数 θ 和应力状态第三不变量 ξ 来表征应力状态的偏量部分, 出于一致性的考虑, 本文利用式 (7) ~ (9) 将它们用罗德参数 L 代替. 由于本文所提出的模型中包含有 3 个材料参数, 所以计算这些参数至少需要三个不同路径下的韧性断裂实验数据. 本文采用了基于最小二乘法的优化策略来计算模型参数, 如下式所示,

$$err = \sum \left(\frac{\bar{\varepsilon}_{f-test}}{\bar{\varepsilon}_{f-trial}} - 1 \right)^2 \quad (19)$$

式中 $\bar{\varepsilon}_{f-test}$ 表示实验测得的临界断裂应变, $\bar{\varepsilon}_{f-trial}$ 表示模型计算的临界断裂应变. 通过该优化策略, 可以得到一组模型参数使式 (19) 中 err 最小, 优化结果表 4 所示.

利用表 4 中的数据, 绘制出相关材料的三维断裂曲面和二维断裂曲线, 如图 10 ~ 12 所示. 可见, 尽管不同材料的三维断裂曲面和二维断裂曲线在“高度”

表 1 5083-O 铝合金韧性断裂数据 [28]

Table 1 Fracture test data for 5083-O aluminum alloy [28]

试件编号	η_{av}	L_{av}	$\bar{\varepsilon}_f$
1	0.35	-1.000	0.30
2	0.40	-0.851	0.26
3	0.45	-0.819	0.24
4	0.65	-0.894	0.26
5	0.52	-0.278	0.24
6	0.03	-0.046	1.16
7	0.24	-0.769	0.38

表 2 TRIP690 韧性断裂数据 [17]

Table 2 Fracture test data for TRIP690 [17]

试件编号	η_{av}	L_{av}	$\bar{\varepsilon}_f$
1	0	0	0.645
2	0.379	-1.000	0.751
3	0.472	-0.460	0.394
4	0.577	0	0.460
5	0.667	0.907	0.950

表 3 Docol 600DL 双相钢韧性断裂数据 [33]

Table 3 Fracture tests data for Docol 600DL dual-phase steel [33]

试件编号	η_{av}	L_{av}	$\bar{\varepsilon}_f$
1	0.042	-0.110	0.996
2	0.468	-0.683	0.995
3	0.610	-0.144	0.773
4	0.665	0.937	0.999

表 4 不同材料的模型参数

Table 4 Results of the optimization operation for parameter calculation

材料	C_1	C_2	C_3	最小 err
5083-O	1.0000	2.1363	0.3561	0.0310
TRIP690	0.0844	5.4652	0.0324	0.0219
Docol 600DL	0.1000	2.0000	0.3300	0.0027

和弯曲程度方面各有差异, 但是本文提出的模型均能够在较宽的应力状态范围内较好地预测它们在不同应变路径下的韧性断裂性能, 特别是临界断裂应变随应力状态变化的趋势. 文献 [28] 中, 5083-O 铝合金材料的韧性断裂性能被认为几乎不受罗德参数的影响. 而本文提出的模型中, 这种 5083-O 铝合金的 C_1 经过优化后等于 1.0. 这表明, 5083-O 铝合金几乎不受孔洞拉长扭转机制的影响. 考虑到模型中该机制与罗德参数的关系, 即式 (14), 可见, 利用该模型得到的结论与文献 [28] 一致. 此外, 由新模型得到的 5083-O 铝合金二维断裂曲线也与文献 [28] 中仅利用 η 的非线性函数 (Johnson-Cook 断裂模型) 拟合得到的二维断裂曲线较好吻合, 如图 10(b) 所示.

5 结论

(1) 通过引入材料对不同孔洞演化机制的敏感程度、对应力状态敏感程度及材料韧性断裂的损伤阈值三个参数, 提出了一个可以充分考虑韧性断裂物理过程中微孔洞演化机制的非耦合型韧性断裂预测模型.

(2) 基于该模型建立的三维韧性断裂曲面可以准确地反映应力状态、孔洞演化机制和材料韧性断裂性能三者之间的相互关系. 模型参数影响研究表明, 材料对孔洞长大机制越敏感, 三维断裂曲面相对于应力

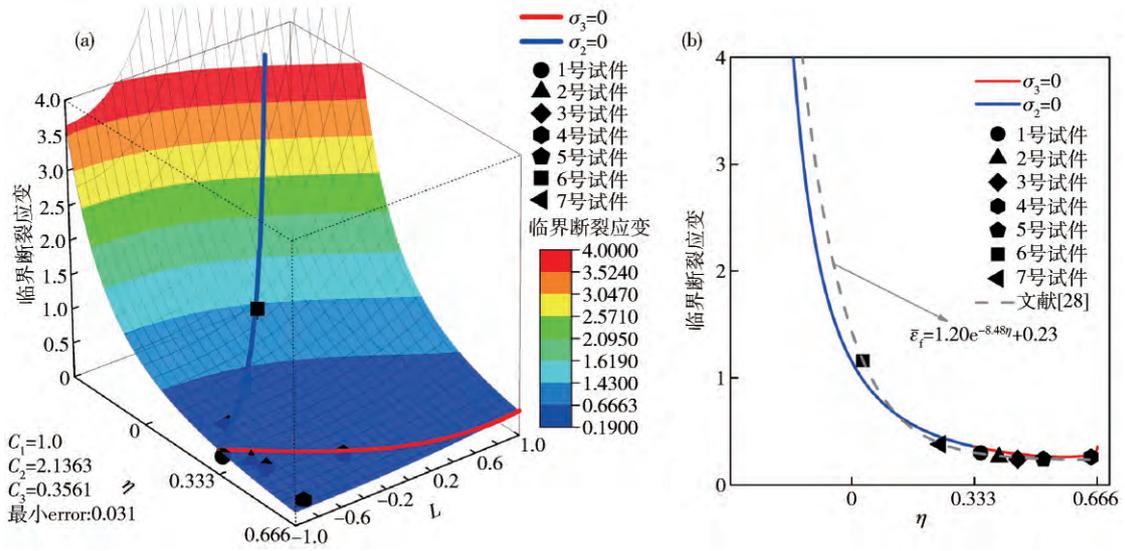


图 10 5083-O 铝合金. (a) 三维断裂曲面; (b) 二维断裂轨迹

Fig. 10 5083-O aluminum alloy: (a) 3D fracture surface; (b) 2D fracture locus

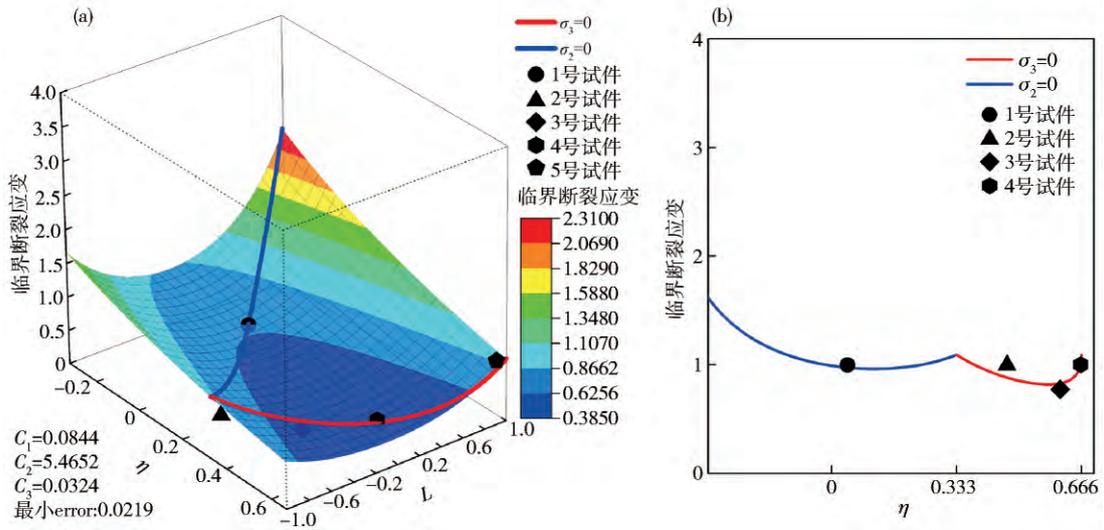


图 11 TRIP690. (a) 三维断裂曲面; (b) 二维断裂轨迹

Fig. 11 TRIP690: (a) 3D fracture surface; (b) 2D fracture locus

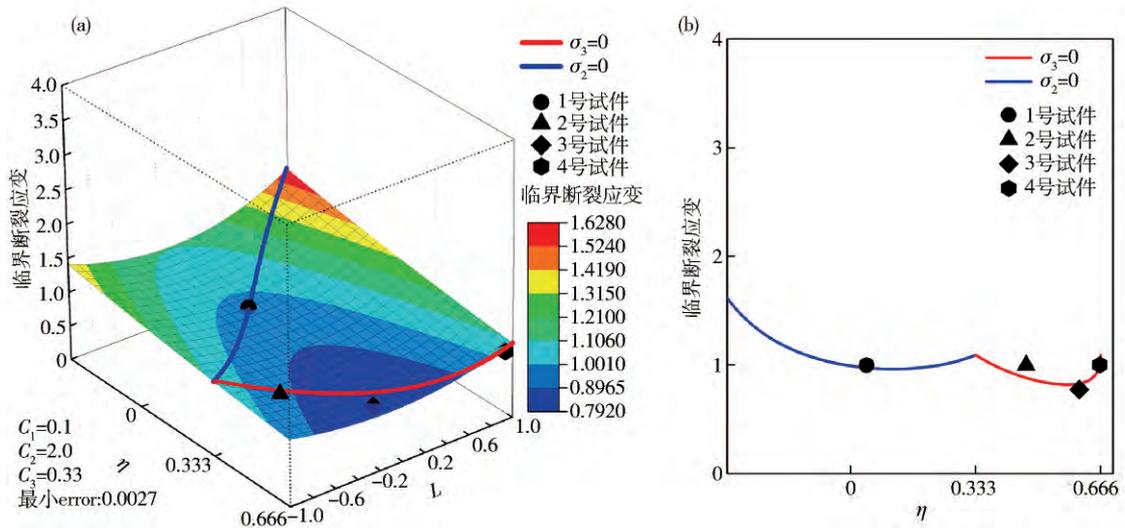


图 12 Docol 600DL 双相钢. (a) 三维断裂曲面; (b) 二维断裂轨迹

Fig. 12 Docol 600DL dual-phase steel: (a) 3D fracture surface; (b) 2D fracture locus

三轴度轴的倾斜程度越高;材料对应力状态越敏感,三维断裂曲面在应力空间中的弯曲程度越大;材料的韧性断裂损伤阈值越大,三维断裂曲面的高度越高。

(3) 利用多种材料的韧性断裂数据对模型预测性能进行了评判,结果表明,该模型在应力状态和材料方面具有较好的适用性和准确性。

参 考 文 献

- [1] Lou Y S, Yoon J W, Huh H. Modeling of shear ductile fracture considering a changeable cut-off value for stress triaxiality. *Int J Plast*, 2014, 54: 56
- [2] Li Y N, Luo M, Gerlach J, et al. Prediction of shear-induced fracture in sheet metal forming. *J Mater Process Technol*, 2010, 210(14): 1858
- [3] Park N, Huh H, Lim S J, et al. Fracture-based forming limit criteria for anisotropic materials in sheet metal forming [J/OL]. *Int J Plast* (2016) [2016-09-01]. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2016.04.014>
- [4] Merklein M, Allwood J M, Behrens B A, et al. Bulk forming of sheet metal. *CIRP Ann Manuf Technol*, 2012, 61(2): 725
- [5] McClintock F A, Kaplan S M, Berg C A. Ductile fracture by hole growth in shear bands. *Int J Fract Mech*, 1966, 2(4): 614
- [6] Rice J R, Tracey D M. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *J Mech Phys Solids*, 1969, 17(3): 201
- [7] Gurson A L. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I. Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *J Eng Mater Technol*, 1977, 99(1): 2
- [8] Tvergaard V, Needleman A. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metall*, 1984, 32(1): 157
- [9] Nahshon K, Hutchinson J W. Modification of the Gurson model for shear failure. *Eur J Mech A Solids*, 2008, 27(1): 1
- [10] Xue L. Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials. *Eng Fract Mech*, 2008, 75(11): 3343
- [11] Li H, Fu M W, Lu J, et al. Ductile fracture: experiments and computations. *Int J Plast*, 2011, 27(2): 147
- [12] Chaboche J L. Anisotropic creep damage in the framework of continuum damage mechanics. *Nucl Eng Des*, 1984, 79(3): 309
- [13] Lemaitre J. Local approach of fracture. *Eng Fract Mech*, 1986, 25(5): 523
- [14] Cao T S, Gaillac A, Montmitonnet P, et al. Identification methodology and comparison of phenomenological ductile damage models via hybrid numerical-experimental analysis of fracture experiments conducted on a zirconium alloy. *Int J Solids Struct*, 2013, 50(24): 3984
- [15] Cao T S, Gachet J M, Montmitonnet P, et al. A lode-dependent enhanced Lemaitre model for ductile fracture prediction at low stress triaxiality. *Eng Fract Mech*, 2014, 124-125: 80
- [16] Freudenthal A M. *The Inelastic Behavior of Engineering Materials and Structures*. John Wiley & Sons, Inc, 1950
- [17] Bai Y L, Wierzbicki T. Application of extended Mohr-Coulomb criterion to ductile fracture. *Int J Fract*, 2010, 161: 1
- [18] Lou Y S, Huh H, Lim S, et al. New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals. *Int J Solids Struct*, 2012, 49(25): 3605
- [19] Lou Y S, Huh H. Prediction of ductile fracture for advanced high strength steel with a new criterion: experiments and simulation. *J Mater Process Technol*, 2013, 213(8): 1284
- [20] Algarni M, Bai Y L, Choi Y. A study of Inconel 718 dependency on stress triaxiality and Lode angle in plastic deformation and ductile fracture. *Eng Fract Mech*, 2015, 147: 140
- [21] Zhuang X C, Wang T T, Zhu X F, et al. Calibration and application of ductile fracture criterion under non-proportional loading condition. *Eng Fract Mech*, 2016, 165: 39
- [22] Kiran R, Khandelwal K. A triaxiality and Lode parameter dependent ductile fracture criterion. *Eng Fract Mech*, 2014, 128: 121
- [23] Tvergaard V. Behaviour of voids in a shear field. *Int J Fract*, 2009, 158(1): 41
- [24] Barsoum I, Faleskog J. Micromechanical analysis on the influence of the Lode parameter on void growth and coalescence. *Int J Solids Struct*, 2011, 48(6): 925
- [25] Brünig M, Gerke S, Hagenbrock V. Micro-mechanical studies on the effect of the stress triaxiality and the Lode parameter on ductile damage. *Int J Plast*, 2013, 50: 49
- [26] Danas K, Castañeda P P. Influence of the Lode parameter and the stress triaxiality on the failure of elasto-plastic porous materials. *Int J Solids Struct*, 2012, 49(11): 1325
- [27] Ghajar R, Mirone G, Keshavarz A. Ductile failure of X100 pipeline steel: experiments and fractography. *Mater Des*, 2013, 43: 513
- [28] Qian L Y, Fang G, Zeng P, et al. Experimental and numerical investigations into the ductile fracture during the forming of flat-rolled 5083-O aluminum alloy sheet. *J Mater Process Technol*, 2015, 220: 264
- [29] Bao Y B, Wierzbicki T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *Int J Mech Sci*, 2004, 46(1): 81
- [30] Achouri M, Germain G, Santo P D, et al. Experimental characterization and numerical modeling of micromechanical damage under different stress states. *Mater Des*, 2013, 50: 207
- [31] Lou Y S, Huh H. Evaluation of ductile fracture criteria in a general three-dimensional stress state considering the stress triaxiality and the lode parameter. *Acta Mech Solida Sin*, 2013, 26(6): 642
- [32] Samei J, Green D E, Cheng J, et al. Influence of strain path on nucleation and growth of voids in dual phase steel sheets. *Mater Des*, 2016, 92: 1028
- [33] Gruben G, Morin D, Langseth M, et al. Strain localization and ductile fracture in advanced high-strength steel sheets. *Eur J Mech A Solids*, 2016, 61: 315