DOI: 10.3901/JME.2019.16.069

多应变速率下尺寸效应对黄铜微尺度塑性变形本构及损伤演化的影响^{*}

冉家琪¹ 徐力¹ 王继来^{2,3} 龚峰¹

(1. 深圳大学机电与控制工程学院 深圳 518060;

2. 山东大学机械工程学院 济南 250100;

3. 山东大学深圳研究院 深圳 518057)

摘要: 准静态微尺度塑性变形中, 特征尺寸效应与晶粒尺寸效应会直接影响韧性断裂的应变能及断裂强度, 其直接原因是由于表面层自由晶粒所占比例随着样品尺寸的缩小或晶粒尺寸的增大而逐渐增加从而影响流动应力。在高应变速率下, 特征尺寸效应和晶粒尺寸效应对金属流动应力和损伤的影响则较少被提及。通过分离式霍普金森压杆试验得出高应变速率下黄铜微尺度等温流动应力, 以 Johnson-Cook 本构模型为基础构建了包含尺寸系数的微尺度高应变速率本构模型, 并将其与 Freudenthal 非耦合断裂准则相结合, 提出了多应变速率微尺度混合损伤模型, 量化了不同应变速率下特征尺寸效应及晶粒尺寸效应对金属损伤的影响, 为飞刀切削样品表面改善提供了理论依据。

关键词: 微尺度塑性变形; 尺寸效应; 分离式霍普金森压杆试验; 非耦合断裂准则; 混合损伤模型

中图分类号: TG302

Influence of Size Effect to Constitutive Model and Damage Evolution in Micro Scaled Plastic Deformation under Different Strain Rate

RAN Jiaqi¹ XU Li¹ WANG Jilai^{2,3} GONG Feng¹

(1. College of Mechatronics and Control Engineering, Shenzhen University, Shenzhen 518060;

2. School of Mechanical Engineering, Shandong University, Jinan 250100;

3. Shenzhen Research Institute of Shandong University, Shenzhen 518057)

Abstract: In micro scaled plastic deformation, feature size effect and grain size effect will affect strain energy and fracture strain of ductile fracture. The main reason of this effect is the portion of the free grain of the surface layer increases when the specimen size increases or grain size decrease, and thus affects the flow stress. However, the influence of these two size effects to the flow stress of micro scaled plastic deformation under high strain rate is not revealed. In tandem of this, the isothermal stress-strain relationship of high strain rate is obtained via the split Hopkinson pressure bar(SHPB), and a new micro scaled constitutive model of high strain rate based on Johnson-Cook constitutive model with size factor is established. A hybrid fracture model, which combines this micro scaled constitutive model of high strain rate and Freudenthal fracture criterion, is thus proposed. In-depth understanding of the influence of these two size effects to fracture exist in plastic deformation under different strain rates is revealed, and methodology for surface improvement of ultra-precision raster fly cutting is provided.

Key words: micro scaled plastic deformation; size effect; split Hopkinson pressure bar; uncoupled fracture criterion; hybrid fracture model

0 前言

金属超精密飞刀切削过程中, 由于刀具转速快、

进给速度小, 被加工表面会受到高应变速率下微尺度金属材料尺寸效应的影响而出现波浪状纹路, 显著影响飞刀切削样品的表面粗糙度。现有的断裂准则及损伤模型中主要关注宏观尺度塑性变形, 较少提及微尺度高应变速率下尺寸效应对材料流动应力及损伤演化的影响, 导致目前超精密飞刀切削只能通过降低进给速度、增加刀具转速保证被加工表面的表面粗糙度, 从而降低了加工效率并大幅增加了

^{*} 国家自然科学基金(51705333)、广东省自然科学基金博士启动(2017A030310352)和深圳市基础研究(自由探索)(JCYJ20160520175255386, JCYJ20170818104529523)资助项目。20181112 收到初稿, 20190416 收到修改稿

刀具损耗。

金属损伤与韧性断裂是影响宏微观塑性变形的重要因素。在准静态塑性变形中,随着坯料尺寸及成形模具尺寸的降低,微尺度塑性变形的材料力学性能、材料加工性能、流动缺陷诱发机制与应力缺陷产生机理将受尺寸效应的影响产生一些与宏观尺度塑性变形不同的现象,如微尺度流动应力降低、含脆性相的粗晶粒多相合金塑性大幅增强等变化;在高应变速率塑性变形中,塑性力学及材料动力学界的相关学者建立了一系列应变速率相关的流动应力模型,如 Johnson-Cook 模型等。而涉及高应变速率下微尺度塑性变形的流动应力及损伤演化、特征尺寸效应与晶粒尺寸效应对断裂的影响等关键问题目前尚缺乏系统的研究,从而使得微尺度冲击成形、微切削、微铣削、薄板刚性冲头超声成形等微加工关键技术受到极大的限制。

在宏尺度韧性断裂领域,国内外学者做了大量的研究,并建立了各种断裂准则及损伤模型,并尝试预测金属塑性变形中的韧性断裂。英国学者 COCKCROFT 与 LATHAM 在 1967 年发现拉伸试验中断裂应力并不受零件颈缩区域形状影响,并通过添加参数对 Freudenthal 断裂准则进行了修正^[1]。瑞典学者 HILLERBORG 在 1976 年提出了一个基于材料断裂能密度的损伤模型来预测裂纹尖端的扩展,该损伤模型目前仍被应用于 Abaqus 等有限元软件中^[2]。德国学者 BRÜNIG 及其团队修正了其之前提出的损伤模型并分析了应力三轴度对材料变形的影响^[3]。美国麻省理工学院的 WIERZBICKI 教授及其团队修正了 Mohr-Coulomb 断裂准则,用以分析薄板冲压成形中的切应力断裂^[4-5]。上海交通大学彭林法、来新民教授团队基于成形极限图提出了适用于薄板材料微细成形的本构模型与断裂模型,为微观塑性变形中的韧性断裂提供了新的研究基础^[6-9]。上海交通大学董湘怀教授基于微小空洞模型与损伤力学有限元数值方法,对板料成形中的损伤行为进行了深入的探讨^[10-12]。西北工业大学李恒、杨合教授团队于 2010 年评估了 8 种非耦合断裂准则^[13],以及 GTN 及衍生断裂准则、Lemaitre 连续介质损伤断裂准则等耦合准则在铝合金 6061 塑性成形中的适用性,并指出在韧性断裂领域认可度最高的 GTN 断裂准则不适用于剪切为主的韧性断裂,其成果受到世界各地损伤力学界研究人员的广泛关注。上海交通大学崔振山教授课题组提出了一种新的疏孔材料空洞演化模型^[14],该模型根据空洞形状及体积对应力偏张量的影响,确定了基于空洞变化的本构方

程,为宏尺度疏孔材料的损伤演化提供了新的预测手段。这些国内外学者的研究为微成形中的韧性断裂模型的建立提供了理论根基。

对在微尺度塑性变形中出现的不合理应力分布诱发的缺陷,本文作者冉家琪与香港理工大学傅铭旺教授根据过往宏观成形的各类断裂准则及本构方程,以表面层模型为基础,提出了两套适用于多相合金微成形的非耦合混合本构模型^[15-16],结合经过修正的各类宏观断裂准则^[17],提出了适用于分析及预测微成形中出现的不合理应力分布诱发断裂的混合损伤模型。本文将以此为基础,结合 Freudenthal 断裂准则及 Johnson-Cook 流动应力模型,建立适用于分析高应变速率下两种尺寸效应影响的混合损伤模型,为研究微尺度高应变速率塑性变形及其损伤提供了前期研究,为超精密飞刀切削表面样品改善提供了必要的理论基础。

1 研究思路及宏/微尺度准静态、动态试验

1.1 整体思路

为研究高应变速率下两种尺寸效应对材料损伤的影响,必须先掌握尺寸效应对高应变速率塑性变形流动应力的影响。通过宏/微尺度准静态压缩试验获得的流动应力由于应变速率极低,可以认为是排除温度与应变速率影响的应力应变曲线;通过宏/微尺度霍普金森压杆试验,可以获得高应变速率下绝热应力应变曲线;而为了量化动能与绝热过程产生热能转变应变能的大小,还需增加几组事先施加不同大小准静态预载的试样,以这几组试样所得应力应变曲线的屈服强度进行拟合,得出宏/微尺度下等温高速应力应变曲线。

在本构模型建立方面,将材料的尺寸系数与已有的表面层模型相结合,获得考虑尺寸效应影响的宏/微尺度黄铜本构,并以此替换 Johnson-Cook 模型第一项($A + B\epsilon^n$)。同时,在 Johnson-Cook 模型第二项后增加与尺寸系数相关项,从而反映尺寸效应对微尺度高速塑性变形中应变速率的影响。在上述工作完成后,将该混合模型代入 Freudenthal 非耦合的断裂准则,并使用以上试验所得数据进行拟合,即可获得多应变速率混合损伤模型。使用此模型可以预测高应变速率下微尺度塑性变形中尺寸效应对断裂的影响。本文的整体研究思路如图 1 所示。

图1 整体研究思路

1.2 试验材料及试验方法

试验材料为4组机加工直径为1 mm的圆柱形黄铜C2680(中国牌号H65)坯料,其中1组为原始材料,不做任何热处理;2组在500℃下经1 h退火;3组在600℃下经2 h退火;4组在750℃下经3 h退火,以便研究高应变速率下晶粒尺寸效应对断裂应变的影响。各组材料退火后金相组织如图2所示。对于准静态压缩试验及动态试验(霍普金森杆压缩试验),增加两种直径为4 mm、2 mm圆柱形坯料,以便研究特征尺寸效应对断裂应变的影响。在本文作者以往研究中,2 mm直径以上圆柱形坯料表面层晶粒在试样总晶粒数中所占比例小于1.5%,而直径1 mm原始圆柱形坯料表面层晶粒在试样总晶粒数中所占比例为7%,3组直径1 mm圆柱形坯料热处理后表面晶粒所占比例分别为14.5%、36.4%、54.7%,故准静态及动态试验将会观测到明显的尺寸效应。准静态及动态试验中模具与霍普金森杆分别以机油与凡士林进行润滑,以减少接触面摩擦。试验后,收集样品并使用扫描电镜观测表面形貌及

断口。由于霍普金森压杆试验原理已有众多文献介绍,故本文不再赘述。

图2 四组材料退火后的金相组织

各组准静态试验设置应变速率为 10^{-3} s^{-1} ,动态试验中各组霍普金森压杆试验应变率为 10^4 s^{-1} 。另外,霍普金森压杆试验除了原始长度的试样,每组试样增加4类在万能试验机上施加10%、15%、20%、25%四种不同大小准静态预载的试样,以使用其动态应力应变曲线的屈服应力(对于无明显屈服阶段的铜合金来说,使用应变等于0.2%时的应力作为屈服应力)拟合得出不受温度影响的等温动态应力应变曲线,从而区分出热能、动能对应变能及断裂的影响,如图3所示。

图3 等温动态应力应变曲线

1.3 动/静态塑性变形试验结果

准静态轴向压缩试验及霍普金森压杆试验结果如图4~7所示。

图4 轴向压缩试验观测准静态特征尺寸效应

图5 霍普金森杆试验观测高速特征尺寸效应

图6 轴向压缩试验观测准静态晶粒尺寸效应

图4 准静态轴向拉压试验中可见同为宏观尺度的直径为4 mm与2 mm的圆柱形坯料,其屈服强度相同,且损伤起始应变较为接近,而直径为1 mm的圆柱形坯料的屈服强度下降了20%,且其损伤起始应变相比宏观尺度增加了54%,这是由于坯料尺度的减小使得表面层自由晶粒所占比重变大导致的特征尺寸效应。图5为霍普金森杆试验所得动态真应力应变曲线,可以看出在高应变速率塑性变形中,

特征尺寸效应对流动应力的影响与准静态塑性变形趋势相同。

图7 霍普金森杆试验观测高速晶粒尺寸效应

图6 准静态轴向压缩试验中可以发现,4组热处理温度下直径1 mm圆柱形坯料的准静态流动应力曲线随着热处理温度的升高而逐渐变小,这是由于不同的热处理温度使得黄铜晶粒不断长大,使得表面层晶粒所占比重增大从而导致晶粒尺寸效应影响真应力应变曲线。图7霍普金森杆试验中,可以看出在高应变速率塑性变形中,晶粒尺寸效应对流动应力的影响与准静态塑性变形趋势相同。

综上所述,特征尺寸效应及晶粒尺寸效应在准静态及高应变速率宏/微尺度塑性变形中均会显著影响黄铜真应力应变曲线,其对静态及动态流动应力的影响趋势相同。

2 等温应力应变曲线及考虑尺寸效应的多应变速率损伤模型

2.1 特征尺寸效应与等温应力应变曲线

为得到黄铜的等温动态应力应变曲线,需将黄铜样品预先施加准静态预载后再进行霍普金森压杆试验^[18-19]。图8所示为直径4 mm、2 mm、1 mm尺度样品施加不同预载后进行霍普金森压杆试验所获得的动态应力应变曲线,提取出每条曲线的屈服应力后进行拟合,即可得到黄铜材料不同尺度的等温动态应力应变曲线,如图9所示。通过对比图9中准静态流动应力曲线、动态流动应力曲线与拟合后的等温动态流动应力曲线可知,宏观尺度塑性变形的动态流动应力曲线与准静态流动应力曲线较为接近,而微观尺度动态流动应力曲线与准静态流动应力曲线相差较远,说明特征尺寸效应对高应变速率

塑性变形影响较大。图 9 所示各组等温应力应变曲线可用于拟合引入尺寸系数后的 Johnson-Cook 模型的拟合。

图 8 宏/微尺度圆柱形坯料预载后动态流动应力曲线

图 9 两种宏观尺度与微观尺度等温动态流动应力曲线

2.2 考虑尺寸效应的准静态流动应力模型

在准静态微体积成形与板料成形中, 尺寸系数是用于量化微尺度塑性变形中尺寸效应影响的重要工具^[20], 其定义为金属表面层自由晶粒在坯料总晶粒中所占比例, 其计算方法如式(1)所示

$$\sigma = \frac{N_s \sigma_s + N_i \sigma_i}{N} = \eta \sigma_s + (1 - \eta) \sigma_i \quad (1)$$

$$N = N_s + N_i \quad \eta = \frac{N_s}{N}$$

式中, η 为尺寸系数即表层晶粒数与坯料总晶粒数之比, N 为坯料中总晶粒数, N_s 和 N_i 分别为表层晶粒与里层晶粒所含晶粒个数, σ_s 和 σ_i 分别为表层晶粒与里层晶粒的材料流动应力。由式(1)可知, 当材料尺寸为宏观尺寸时, 特征尺寸效应与晶粒尺寸效应均可使得材料表层晶粒数所占比例增大并由此产生尺寸效应。根据 ARMSTRONG 等^[21-22]的过往研究, 可知 Hall-Petch 公式可被拓展为各项都与流动应变相关的函数, 用以表达多晶体流动应力, 如式(2)所示

$$\sigma_i = M \tau_R(\epsilon) + \frac{k(\epsilon)}{\sqrt{d}} \quad (2)$$

式中, M 为多晶体模型方向因子, $\tau_R(\epsilon)$ 为单个晶粒主分解切应力, $k(\epsilon)$ 为晶粒边界的抵抗应力, d 为晶粒尺寸。当尺寸系数接近于 1 时, 坯料只含表层晶

粒, 则式(2)变为单晶体流动应力模型。这样式(1)中表层晶粒与里层晶粒各自的应力如式(3)所示, 其中 m 为单晶体晶粒的方向因子

$$\begin{cases} \sigma_s(\varepsilon) = m\tau_R(\varepsilon) \\ \sigma_i(\varepsilon) = M\tau_R(\varepsilon) + \frac{k(\varepsilon)}{\sqrt{d}} \end{cases} \quad (3)$$

式中, 设与流动应变相关的 $\tau_R(\varepsilon)$ 与 $k(\varepsilon)$ 的形式为 $y = kx^n$, 当给定应变值 ε 时, 式(3)变为类似 Hall-Petch 公式的形式, 里层晶粒应力 σ_i 与晶粒尺寸 d 呈线性关系, 其斜率为 k , 截距为 $M\tau_R$ 。对于一系列的应变, 则可得出 $\tau_R(\varepsilon)$ 与 $k(\varepsilon)$ 的曲线, 如图 10 所示。

图 10 表面层模型拟合方法

根据彭林法教授及本文作者的过往研究^[15, 20], 考虑尺寸效应影响的黄铜材料准静态本构模型可结合式(1)与式(3), 由图 2 黄铜金相组织可计算原始黄铜晶粒尺寸及三组热处理温度下黄铜的平均晶粒尺寸分别 16 μm 、42 μm 、121 μm 、155 μm , 由文献[20]可知式(3)中 $m = 2$, $M = 3.06$, 根据不同晶粒尺寸的准静态流动应力可将式(3)拟合为如下形式, 如式(4)所示。

$$\begin{cases} \sigma(\varepsilon) = \sigma_{dep} + \sigma_{ind} = \\ 342.14\varepsilon^{0.41} + d^{-\frac{1}{2}} \cdot 29.91\varepsilon^{0.07} - \\ \eta(118.52\varepsilon^{0.41} + d^{-\frac{1}{2}} \cdot 29.91\varepsilon^{0.07}) \\ \sigma_{ind} = M\tau_R(\varepsilon) + \frac{k(\varepsilon)}{\sqrt{d}} = \\ 342.14\varepsilon^{0.41} + d^{-\frac{1}{2}} \cdot 29.91\varepsilon^{0.07} \\ \sigma_{dep} = \eta(m\tau_R(\varepsilon) - M\tau_R(\varepsilon) - \frac{k(\varepsilon)}{\sqrt{d}}) = \\ \eta(223.62\varepsilon^{0.41} - 342.14\varepsilon^{0.41} - d^{-\frac{1}{2}} \cdot 29.91\varepsilon^{0.07}) \end{cases} \quad (4)$$

2.3 考虑尺寸效应的多应变速率损伤模型

Johnson-Cook 流动应力模型是描述不同应变速率下材料流动应力的经典本构, 该模型提出者 Johnson 和 Cook 认为在材料的流动应力包含准静态流动应力、应变速率、绝热条件下温度变化三个部分^[23], 如式(5)所示。对于准静态试验单向压缩试验, 式(5)第二、三个括号内的值均为 1, 在考虑尺寸效应影响的情况下, 该模型第一项可被替换为式(4)。公式中的其余两个括号内的系数可以由霍普金森杆试验得到的动态应力应变曲线与等温动态应力应变曲线拟合。

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T_w - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (5)$$

本文第 2.1 节中, 图 9 宏/微观尺度的动态应力应变曲线的分析指出微尺度动态塑性变形中, 两种尺寸效应会对应变速率及绝热温度产生影响。所以对于 Johnson-Cook 模型中的应变速率部分与绝热温度变化部分也必须添加与尺寸系数相关的修正系数。结合以上分析与式(4)、(5), 考虑尺寸效应的多应变速率黄铜混合应力模型最终形式如式(6)所示

$$\sigma = \left[M\tau_R(\varepsilon) + \frac{k(\varepsilon)}{\sqrt{d}} + \eta \left(m\tau_R(\varepsilon) - M\tau_R(\varepsilon) - \frac{k(\varepsilon)}{\sqrt{d}} \right) \right] \times \left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 + D \ln \frac{\eta}{\eta_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T_w - T_r}{T_m - T_r} \right)^p \right] \quad (6)$$

式(6)中, η_0 为宏观尺寸的尺寸系数, D 、 m 为材料常数。使用准静态、动态试验数据对其进行拟合可得 $C = 0.04$, $D = 0.28$, $m = 1.11$ 。最终混合应力模型如式(7)所示

$$\sigma = [342.14\varepsilon^{0.41} + d^{-\frac{1}{2}} \cdot 29.91\varepsilon^{0.07} - \eta(118.52\varepsilon^{0.41} + d^{-\frac{1}{2}} \cdot 29.91\varepsilon^{0.07})] \times \left[1 + 0.04 \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 + 0.28 \ln \frac{\eta}{\eta_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T_w - T_r}{T_m - T_r} \right)^{1.11} \right] \quad (7)$$

根据李恒教授及本文作者的过往研究^[13, 17], 对于压缩为主的塑性变形, Freudenthal 断裂准则在所有耦合及非耦合断裂准则中所预测的断裂应变最为准确。结合此断裂准则与式(7), 则考虑尺寸效应的多应变速率损伤模型的最终形式。

$$\int_0^{\varepsilon_f} \left[M\tau_R(\varepsilon) + \frac{k(\varepsilon)}{\sqrt{d}} + \eta \left(m\tau_R(\varepsilon) - M\tau_R(\varepsilon) - \frac{k(\varepsilon)}{\sqrt{d}} \right) \right] \times \left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 + D \ln \frac{\eta}{\eta_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T_w - T_r}{T_m - T_r} \right)^p \right] d\varepsilon = C^{**} \quad (8)$$

式中, C^{**} 为 Freudenthal 断裂准则的特征值。特征值是材料的固有属性, 每个热处理温度的坯料对应相应的特征值。经计算, 黄铜样品各热处理温度的特征值如表 1 所示。

表 1 黄铜样品特征值表

热处理温度	特征值
不做热处理	685
500 °C	604
600 °C	646
750 °C	671

3 黄铜样品动态塑性应变损伤预测

为检验本文多应变速率混合损伤模型有效性, 在霍普金森杆试验完成后, 宏/微观尺寸的样品被收集并使用 FEI Quanta450-FEG 场发射扫描电子显微镜进行观察, 并与理论结果进行对比。在宏观尺度中, 使用直径 2 mm 样品特征值, 其尺寸系数为 2%, 使用式(8)计算得使其发生损伤演化的最小应变速率应为 $9\,452\text{ s}^{-1}$; 在微观尺度下, 使用直径 1 mm 原始样品特征值, 其尺寸系数为 14.5%, 使用式(8)计算得使其发生损伤演化的最小应变速率应为 $9\,996\text{ s}^{-1}$ 。对直径 2 mm 与 4 mm 样品施加相同的气压(0.1 MPa)进行霍普金森杆试验, 可由应变与时间的函数计算得宏观样品应变速率为 $6\,800\text{ s}^{-1}$, 微观样品应变速率为 $12\,400\text{ s}^{-1}$, 故宏观样品在此试验中不应断裂, 而微观样品在此试验中应该发生断裂。

图 11 为霍普金森杆试验后收集到的样品的电镜图片, 由图上可清楚看到直径 2 mm 样品表面无明显裂纹, 而直径 1 mm 样品发生韧性断裂, 断面左上角有极少量剪切韧窝, 证明本文所提出模型可以预测高应变速率下的金属损伤。

直径 2 mm
应变速率 $6\,800\text{ s}^{-1}$

直径 1 mm
应变速率 $12\,400\text{ s}^{-1}$

图 11 宏/微尺度霍普金森杆试验后样品情况

通过所预测的黄铜材料损伤起始损伤应变与起始损伤最低应变速率, 可计算得出黄铜材料飞刀切削所需理论应变速率, 使用理论应变速率可计算特定切削厚度及进给速度下飞刀所需最小转速, 为优化黄铜材料飞刀切削效率提供了前期理论依据。

4 结论

(1) 考虑两种尺寸效应的影响, 使用表面层模型替换 Johnson-Cook 模型第一项, 并将尺寸系数影响项添加至 Johnson-Cook 模型用以描述尺寸系数对应变速率的影响, 结合 Freudenthal 断裂准则提出了多应变速率微尺度混合损伤模型。

(2) 多应变速率微尺度混合损伤模型可以量化微尺度下尺寸效应对材料本构关系的影响, 并能计算特定热处理温度下黄铜材料的断裂特征值, 以此模型与特征值可以预测黄铜材料达到损伤起始的最低应变速率, 并以实际试验验证了预测结果。

(3) 在飞刀切削过程中, 可根据切屑厚度及大小判定切屑中的晶粒个数从而计算其尺寸系数, 利用本文提出的多应变速率微尺度混合损伤模型, 可以计算给定切削深度及进给速度条件下黄铜材料飞刀切削不出现波浪形纹路的最小转速, 从而使得黄铜材料飞刀切削在保证表面光洁度的前提下提高了生产效率。

参 考 文 献

- [1] COCKROFT M G, LATHAM D J. Ductile and workability of metals[J]. Journal of the Institute of Metals. 1968, 96: 33-39.
- [2] HILLERBORG A, MODEER M, PETERSSON P E. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements[J]. Cement and Concrete Research, 1976, 6(6): 773-781.
- [3] BRÜNIG M, ALBRECHT D, GERKE S. Numerical analyses of stress-triaxiality-dependent inelastic deformation behavior of aluminum alloys[J]. International Journal of Damage Mechanics. 2011, 20: 299-317.
- [4] BAI Y L, WIERZBICKI T. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence[J]. International Journal of Plasticity, 2008, 24: 1071-1096.
- [5] XUE L, WIERZBICKI T. Ductile fracture initiation and propagation modeling using damage plasticity theory[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75: 3276-3293.
- [6] XU Z T, PENG L F, LAI X M, et al. Geometry and grain size effects on the forming limit of sheet metals in micro-scaled plastic deformation[J]. Materials Science & Engineering A, 2014, 611: 345-353.
- [7] PENG L F, XU Z T, FU M W, et al. Forming limit of sheet metals in meso-scale plastic forming by using different failure criteria[J]. International Journal of

- Mechanical Sciences, 2017, 120: 190-203.
- [8] PENG L F, XU Z T, GAO Z Y, et al. A constitutive model for metal plastic deformation at micro/meso scale with consideration of grain orientation and its evolution[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2018, 139-139: 74-85.
- [9] XU Z T, PENG L F, YI P Y, et al. An investigation on the formability of sheet metals in the micro/meso scale hydroforming process[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2019, 150: 265-276.
- [10] HUANG J K, DONG X H. A ductile fracture criterion based on three-dimensional void model[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2008, 21(3): 227-234.
- [11] HUANG J K, DONG X H. A new ductile fracture criterion for various deformation conditions based on micro-void model[J]. International Journal of Iron and Steel Research, 2009, 16(5): 92-97.
- [12] 黄建科, 董湘怀. 基于细观损伤模型预测金属成形过程中的韧性断裂形式[J]. 上海交通大学学报, 2009, 43(5): 700-703.
- HUANG J K, DONG X H. Prediction of ductile fracture in metalforming processes based on meso-damage model[J]. Journal of Shanghai Jiaotong University, 2009, 43(5): 700-703.
- [13] LI H, FU M W, LU J, et al. Ductile fracture: experiments and computations[J]. International Journal of Plasticity, 2011, 27: 147-180.
- [14] FENG C, CUI Z S. A 3-D model for void evolution in viscous materials under large compressive deformation[J]. International Journal of Plasticity, 2015, 74: 192-212.
- [15] RAN J Q, FU M W. A hybrid model for analysis of ductile fracture in micro-scaled plastic deformation of multiphase alloys[J]. International Journal of Plasticity, 2014, 61: 1-16.
- [16] RAN J Q, FU M W, CHAN W L. The influence of size effect on the ductile fracture in micro-scaled plastic deformation[J]. International Journal of Plasticity, 2013, 41: 65-81.
- [17] RAN J Q, FU M W. Applicability of the uncoupled ductile fracture criteria in micro-scaled plastic deformation[J]. International Journal of Damage Mechanics, 2016, 25(3): 289-314.
- [18] LIANG Z Y, WANG X, HUANG W, et al. Strain rate sensitivity and evolution of dislocations and twins in a twinning-induced plasticity steel[J]. Acta Materialia, 2015, 88: 170-179.
- [19] LIANG Z Y, HUANG W, HUANG M X. Suppression of dislocations at high strain rate deformation in a twinning-induced plasticity steel[J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 628: 84-88.
- [20] 彭林法. 微-介观尺度下薄板成形建模分析与试验研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2008.
- PENG linfa. Modeling, analysis and experimental study of micro/meso scale sheet forming[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2008.
- [21] ARMSTRONG R, CODD I, DOUTHWAITE R M, et al. The plastic deformation of polycrystalline aggregates[J]. Philosophical Magazine, 1962, 7(73): 45-48.
- [22] ARMSTRONG R. The yield and flow stress dependence on polycrystal grain size[M]// In: Baker, T.N., Petch, Norman J.. Yield, flow and fracture of polycrystals. London: Applied Science Publishers, 1982.
- [23] 朱浩. 车用铝合金变形损伤和断裂机理研究与材料表征及有限元模拟[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2008.
- ZHU Hao. Study on deformation damage and fracture mechanism and materials characterization for aluminum automotive with FEM simulation[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2008.

作者简介: 冉家琪, 男, 1985 年出生, 博士, 讲师, 硕士研究生导师。主要研究方向为金属微成形、韧性断裂。

E-mail: ranjiaqi26@szu.edu.cn

龚峰(通信作者), 男, 1982 年出生, 博士, 副教授, 副院长, 硕士研究生导师。主要研究方向为粉末介质微成形、微纳压印。

E-mail: gongfeng@szu.edu.cn