

2A70 合金动态力学性能与本构关系的研究

张涛 陈伟 关玉璞

(南京航空航天大学能源与动力学院, 南京, 210016)

摘要:为了研究高速冲击条件下铝合金 2A70 的动态力学行为,开展了低应变率缺口试样拉伸试验及光滑试样应变率范围在 $0.1 \sim 4\,000\text{ s}^{-1}$ 的动态拉伸试验。试验结果表明 2A70 合金具有一定的应变率敏感性,尤其在应变率高于 $1\,000\text{ s}^{-1}$ 的情况下更为明显。试验数据被用来校核不同应变率修正形式的 Johnson-Cook 模型应变率修正项,拟合结果表明相对于其他的应变率修正, Cowper-Symonds 修正能够更好地描述 2A70 合金的应变率效应。低应变率缺口拉伸试验和不同应变率下光滑试样拉伸试验得到的失效应变还被用来校核 Johnson-Cook 断裂模型参数。通过数值仿真动态拉伸试验,证明了采用 Cowper-Symonds 修正的 Johnson-Cook 模型以及断裂模型可以很好地描述 2A70 合金的动态特性。

关键词: 铝合金; 应变率效应; Johnson-Cook 模型; Cowper-Symonds 形式

中图分类号: O347.3 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005-2615(2013)03-0367-06

Dynamic Mechanical Behavior and Constitutive Relations of Aluminum Alloy 2A70

Zhang Tao, Chen Wei, Guan Yupu

(College of Energy and Power Engineering, Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, Nanjing, 210016, China)

Abstract: To investigate the dynamic mechanical behavior of aluminum alloy 2A70 under high velocity impact, the tensile tests are carried out by using notched round bar in low strain rate and smooth round bar over a wide range of strain rates from 0.1 s^{-1} to $4\,000\text{ s}^{-1}$. Test results indicate that 2A70 shows relatively evident strain rate sensitivity, especially for the strain rate higher than $1\,000\text{ s}^{-1}$. The standard Johnson-Cook strain rate term and several derivative forms are introduced and calibrated by the test data. The results show that the Cowper-Symonds form can demonstrate the rate effect of 2A70 much more better than the others. In addition, failure strains obtained from notched cylindrical specimens in low strain rate together with those obtained from different strain rate tests are used for calibrating the Johnson-Cook fracture model. To verify the parameters of Johnson-Cook model based on Cowper-Symonds form, a numerical simulation of Hopkinson tensile tests on 2A70 alloy are conducted, and the agreement is quite well.

Key words: aluminum alloy; strain rate effect; Johnson-Cook model; Cowper-Symonds form

2A70 合金,美国牌号 2618,是一种可热处理强化的铝合金,具有较高的耐热性,使用温度 $200 \sim 250\text{ }^\circ\text{C}$,适用于制造航空发动机压气机/风扇机匣^[1]。由于机匣设计时必须考虑其包容断裂叶片的能力,通常断裂叶片产生的撞击载荷最高应变率

达到 10^3 s^{-1} 以上,开展 2A70 铝合金高应变率下的力学行为、断裂特性以及动态本构关系的研究对于揭示极端载荷条件下的力学行为,准确掌握铝合金机匣包容结构的设计极限具有重要的意义。

一般认为,铝合金材料在室温条件下的应变率

效应不明显^[2-3],李娜等人^[4]通过分离式霍普金森杆(Split Hopkinson pressure bar, SHPB)研究了3种铝合金板材2024-T351、7075-T7451和LY12-CZ高应变率下的压缩力学性能,试验结果表明这3种铝合金的应变率敏感性较弱。然而铝合金的应变率敏感性并非一成不变的,其流动应力会随着应变率提高而增强,特别是应变率超过 10^3 s^{-1} 的时候^[5]。Lee等人^[6]研究了铝合金7075高应变率条件下的压缩性能,结果表明当应变率低于 $10^2 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ 的时候,应变率对该合金的流动应力的影响较弱,因此认为在这种应变率量级影响材料变形机理的是热激活变形;而在应变率高于 10^3 s^{-1} 的时候,应变率对流动应力的影响明显增强,这种行为被解释为与速率相关的拉伸位错运动引起的材料变形。

材料高应变率下的动态力学特性可通过流动应力与应变、应变率、温度及变形历史之间的函数关系来描述^[7],也称之为本构关系或者本构模型。多年来,已经提出了多种描述材料在高应变率下发生的塑性和变形的本构模型^[8],其中Johnson-Cook模型考虑了应变、应变率和温度对材料流动应力的影响,能够描述高应变率下发生的加工硬化、应变率强化和温度软化等效应。许多工程经验已经证明,Johnson-Cook模型是一种非常优秀的动态本构模型。然而Johnson-Cook模型来源于工程经验,缺少物理基础,在一些使用场合受到了争议。例如Lesuer等人^[9]发现对于一些失效随应变率变化的材料,其应变率敏感性也会随之变化,在这种情形下Johnson-Cook模型会低估高应变率的材料强度,高估低应变率的材料强度。随后不少学者对Johnson-Cook模型进行了修正。文献^[10,11]分别提出在低应变率和高应变率下应力-应变曲线之间采用不同的插值方法拟合的应变率硬化项。

本文进行了2A70合金低应变率光滑和缺口圆柱试样的拉伸试验,及光滑试样的分离式Hopkinson杆拉伸试验,研究应变率范围在 $10^{-1} \sim 4 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 之间2A70合金的动态力学性能,基于试验数据,讨论Johnson-Cook强度模型及几种应变率修正形式对2A70合金应变率效应的描述能力,并拟合Cowper-Symonds修正的Johnson-Cook强度模型和失效模型参数,通过数值仿真验证本构模型的合理性。

1 力学性能试验

采用的2A70合金经过了固溶及人工时效处

理,热处理后硬度为HB125。为了标定2A70合金室温条件下的流动应力,了解其断裂特性,首先进行了光滑试样和缺口试样(缺口半径 R 分别为0.4,0.8,1 mm)的低应变率(10^{-1} s^{-1})拉伸试验,单轴拉伸试样几何尺寸如图1所示,在MTS-810电液伺服式材料试验机上进行。

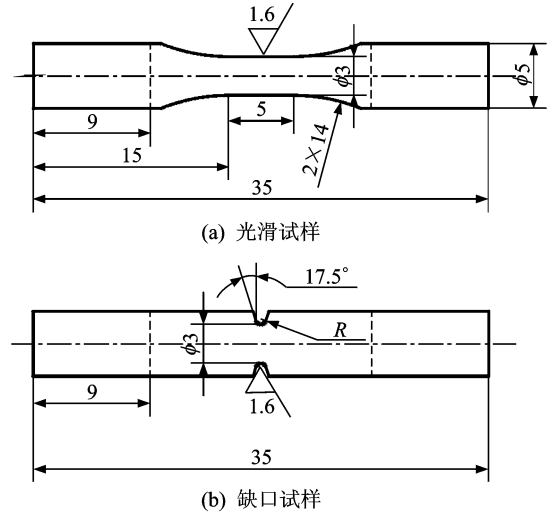


图1 低应变率拉伸光滑和缺口试样

动态力学性能试验(500, 1 000, 2 000和4 000 s^{-1})采用分离式Hopkinson杆拉伸试验装置,试验原理参见文献^[12]。试验时,在入射杆和透射杆中部粘贴的应变片,采集入射波、反射波和透射波,通过波形数据计算得到试验件的工程应力-应变曲线。动态试验时,为了保证试样沿长度方向应力均匀,应该采用短试样,而采用短试样时,在试样的根部又会出现应力突变,因此合理地确定试样长径比十分重要。文献^[13]针对动态拉伸试样的长径比进行了专项研究,试验结果表明试样的长径比大于1.6时,试验数据的一致性较好。本文采用了文献^[13]的结论,试样长径比取2,如图2所示。

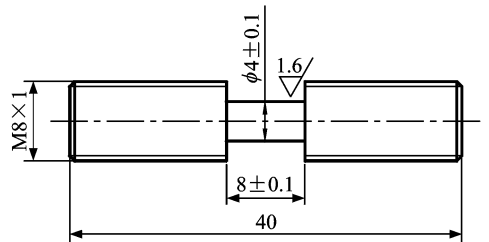


图2 动态分离式Hopkinson杆拉伸试样

2 试验结果与分析

2.1 2A70合金的应变率敏感性

不同应变率下得到的工程应力-应变换算为真

实应力-应变如图3所示。从图中可以看出2A70合金有一定的应变率敏感性,随着应变率的增加屈服应力有所提高,进入塑性阶段后,2A70合金有应变硬化效应,由于低应变率下反射波相对较小,500和1000 s⁻¹应变率的试验数据有一定的波动。此外,2A70合金没有明显的屈服阶段,因此取0.2%的残余应变对应的应力作为屈服应力。

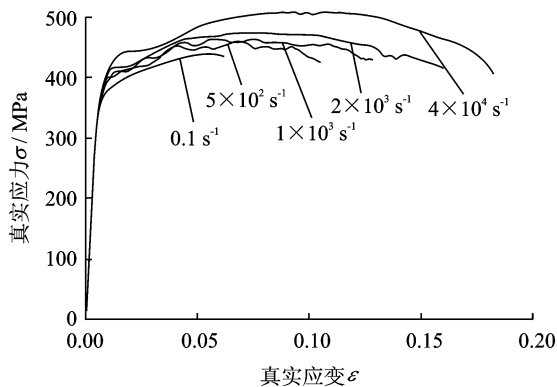


图3 2A70合金的真实应力-应变曲线

为了便于估计本构模型参数,对动态应力-应变试验数据进行了平滑处理,如图4所示。需要指出动态应力-应变曲线的弹性阶段采用了准静态应力-应变曲线的弹性阶段,因为在Hopkinson拉伸试验时,试样中的应力波通常要经历两三个来回才能达到均匀,导致了初始阶段的应力没有完全均匀化,因此动态试验数据初始阶段的应力-应变关系是不可靠的。

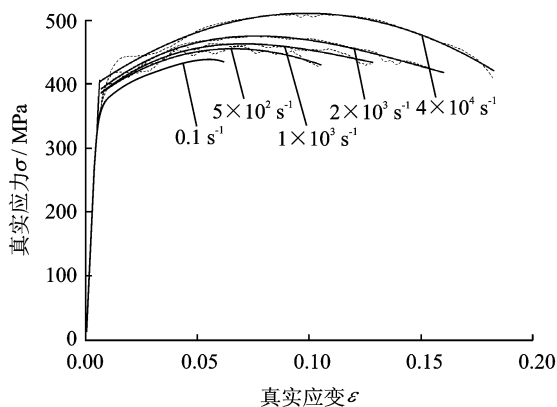


图4 2A70合金平滑处理后的应力-应变曲线

图5给出了不同应变率在0.04应变时2A70合金的流动应力与应变率之间的关系,从图中可以看出流动应力随着应变率的提高明显增加,尤其当应变率接近并超过10³ s⁻¹以后。

2.2 2A70合金的断裂特性

断裂韧性被定义为金属可以承受最大塑性变

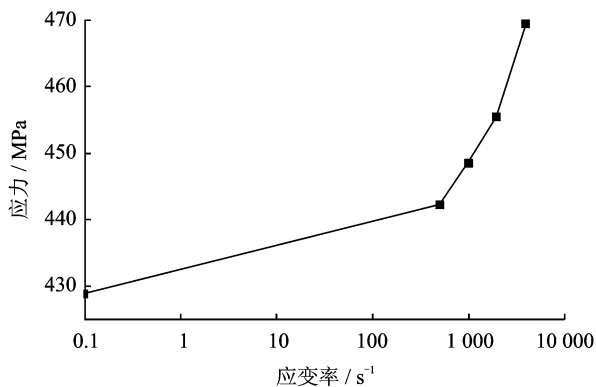


图5 应变为0.04时2A70合金的流动应力与应变率的关系

形而不断裂的能力,通常采用等效失效应变 $\bar{\epsilon}_f$ 衡量。试样断裂时颈缩位置的等效失效应变 $\bar{\epsilon}_f$ 可根据颈缩位置的截面积 A_f 和圆截面最初标距段的截面积 A_0 计算^[14]

$$\bar{\epsilon}_f = \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) = 2\ln\left(\frac{d_0}{d_f}\right) \quad (1)$$

式中: d_0 为试样最初标距段截面直径, d_f 为颈缩后的截面直径。

通过准静态和动态拉伸试验得到2A70合金的屈服应力和不同应变率下的断裂特性见表1。从表1中可以很直观地看出等效失效应变 $\bar{\epsilon}_f$ 随着应变率的增加而增大。

表1 不同应变率下2A70合金的屈服应力和失效应变

$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	1×10^{-1}	5×10^2	1×10^3	2×10^3	4×10^3
σ_y/MPa	364.39	382.97	385.01	392.76	402.98
$\bar{\epsilon}_f$	0.210	0.252	0.260	0.269	0.276

许多理论和试验研究结果^[15-17]表明应力三轴度是控制韧性金属材料断裂的重要参数。圆柱缺口试样的初始应力三轴度一般采用Bridgman颈缩经验公式描述^[18]

$$\sigma^* = \frac{1}{3} + \ln\left(1 + \frac{d_0}{4R}\right) \quad (2)$$

式中: d_0 为缺口根部截面半径, R 表示缺口的半径。表2列出了估算的初始应力三轴度和等效失效应变,当应力三轴度增加时,等效失效应变随之减小。

表2 光滑和缺口试样应力三轴度与失效应变

R/mm	∞	1	0.8	0.4
σ^*	0.333	0.890	0.991	1.385
$\bar{\epsilon}_f$	0.210	0.163	0.158	0.148

3 动态本构关系

3.1 Johnson-Cook 强度模型

Johnson 和 Cook^[19] 于 1983 年针对高速冲击和爆轰问题提出了能够模拟金属材料应变硬化、应变率强化和热软化效应的经典 Johnson-Cook 强度模型。Johnson-Cook 模型采用连乘的形式描述了金属在高应变率下产生的应变硬化、温度软化和应变率强化等效效应, Johnson-Cook 模型的流动应力表示为

$$\sigma_y = (A + B\epsilon_p^n)(1 + C \ln \dot{\epsilon}^*)(1 - T^*{}^m) \quad (3)$$

式中: A, B, n, C 和 m 为材料常数, 由材料动态力学性能试验数据确定; ϵ_p 为等效塑性应变; $\dot{\epsilon}^* = \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0$ 表示当 $\dot{\epsilon}^*$ 为参考应变取 $\dot{\epsilon}_0 = 1.0 \text{ s}^{-1}$ 时的无量纲的塑性应变率; 归一化的温度 T^* 表示为

$$T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \quad (4)$$

式中 T_r 和 T_m 分别表示参考温度和熔化温度。

3.2 Johnson-Cook 模型的几种应变率修正

在 Johnson-Cook 强度模型中, 流动应力与应变率的对数呈线性关系, 然而, 并非所有的金属应变率强化效应都服从这一关系, 为此多位学者对 Johnson-Cook 方程中的应变率强化项提出了改进。

文献[10]采用二次插值函数描述 Johnson-Cook 方程中的应变率强化项

$$1 + C \ln \dot{\epsilon}^* + C_2 (\ln \dot{\epsilon}^*)^2 \quad (5)$$

文献[11]提出了指数形式的应变率修正

$$(\dot{\epsilon}^*)^c \quad (6)$$

Cowper-Symonds (C-S) 应变率修正

$$1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}_{\text{eff}}}{c} \right)^{\frac{1}{c_2}} \quad (7)$$

根据不同应变率下典型应变对应的流动应力拟合出 Johnson-Cook 模型参数及其 3 种应变率修正模型参数如图 6, 7 所示, 从图中可以看出对于应变率敏感性随应变率变化的 2A70 合金, 线性关系的 Johnson-Cook 与指数形式的应变率修正^[11]及二次差值的应变率修正^[10]形式均对 2A70 合金的应变率强化效应估计不足, 而 C-S 修正拟合的结果与试验数据吻合得较好。

取参考应变率 0.1 s^{-1} , 拟合出的 Johnson-Cook 强度模型参数见表 3。表 3 中, 2A70 高温的应力-应变数据参照了《航空材料手册》第 3 卷铝合金和镁合金部分^[12], 2A70 的熔化温度取 $650 \text{ }^\circ\text{C}$, 拟合出 m 为 1.398。

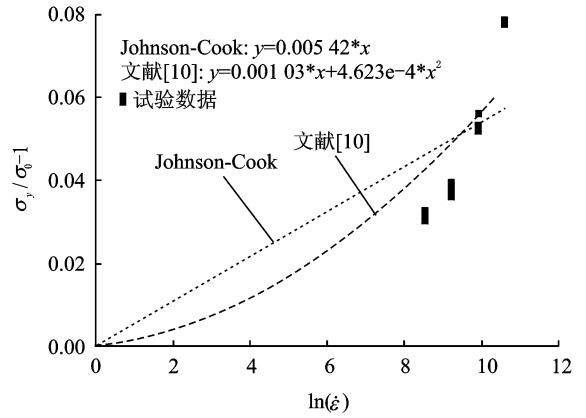


图 6 Johnson-Cook 及文献[10]应变率修正拟合结果

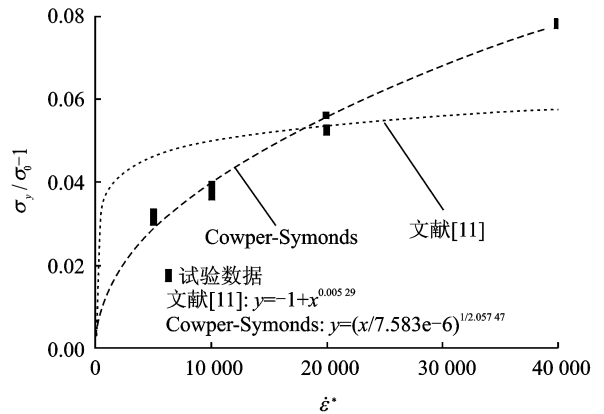


图 7 文献[11]及 C-S 应变率修正拟合结果

3.3 Johnson-Cook 断裂模型

1985 年 Johnson 和 Cook^[20] 提出一种累积损伤的断裂模型用以描述在动态载荷条件下, 材料发生的退化和失效的现象。Johnson-Cook 断裂模型基于材料的空穴增长和损伤演化规律, 分别考虑了材料的应力状态、应变率和温度效应。

$$\epsilon^f = [D_1 + D_2 \exp D_3 \sigma^*][1 + D_4 \ln \dot{\epsilon}^*][1 + D_5 T^*] \quad (8)$$

式中: ϵ^f 表示当前应变率、温度、压力和等效应力下的断裂等效应变; $D_1 \sim D_5$ 为断裂模型常数。材料的断裂定义为

$$D = \sum \frac{\Delta \epsilon}{\epsilon^f} \quad (9)$$

式中 $\Delta \epsilon$ 表示等效塑性应变的增量, 断裂发生在 $D=1$ 时。

根据试验中得到的失效应变采用逐步估计法估算出 $D_1 \sim D_4$, 结果见表 3。对于 2A70 合金, 低应变率下, 断裂应变几乎不受温度的影响^[21], 因此假设温度对断裂应变的敏感常数 D_5 为 0。

表 3 2A70 合金 Johnson-Cook 强度方程参数拟合结果

x/cm	A/MPa	B/MPa	n	C	C_2	m
Johnson-Cook	364.386	436.222	0.559	0.005 42		1.398
文献[10]	364.386	436.222	0.559	-0.017	0.002 34	1.398
文献[11]	364.386	436.222	0.559	0.005 29		1.398
Cowper-Symonds	364.386	436.222	0.559	7.583e6	2.057	1.398
断裂常数	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	
估计值	0.140	0.136	-2.020	0.027 2	0	

4 本构模型验证

为了验证 Cowper-Symonds 应变率修正的 Johnson-Cook 强度模型和断裂模型参数,采用显式动力学分析软件数值模拟了 2A70 合金的动态拉伸试验。根据图 2 试样的几何尺寸,建立轴对称有限元模型如图 8(a)所示。模型中适当地缩短了夹持段的长度,采用 4 节点的轴对称单元划分网格,模型标距段网格尺寸设置为 0.1 mm,共计 2 800 个单元。2A70 合金的应变率行为采用 Cowper-Symonds 应变率修正的 Johnson-Cook 强度模型和断裂模型描述,材料参数见表 3。模型的下端固支,上端施加与应变率 500,1 000,2 000 和 4 000 s^{-1} 相当的位移载荷,显式时间积分算法进行求解。

不同应变率下,试样断裂后的有限元分析结果如图 8(b~e)所示。从图中可以看到每种应变率下试样中部都有明显的颈缩,并从颈缩量最大的位置发生断裂。表 4 中给出了试样最大等效失效应变的有限元计算结果,可以看出有限元估计的最大等效失效应变与表 2 列出的相应应变率下的试验结果接近。由于颈缩位置的直径对等效失效应变非常敏感,而在动力学分析中,网格的最小尺寸受到计算时间步的限制,因此有限元分析结果比试验测量值略小。图 9 比较了数值模拟和试验得到的等效塑性应变-等效应力曲线,可以看出数值模拟得到的曲线与试验结果比较接近,这也说明网格密

表 4 最大等效应变的有限元计算结果

$\dot{\epsilon}/10^3 s^{-1}$	0.5	1	2	4
$\bar{\epsilon}_f$ 试验	0.210	0.163	0.158	0.148
$\bar{\epsilon}_f$ 数值模拟	0.244	0.249	0.255	0.263
与试验的相对误差/%	3.18	4.23	5.20	4.71

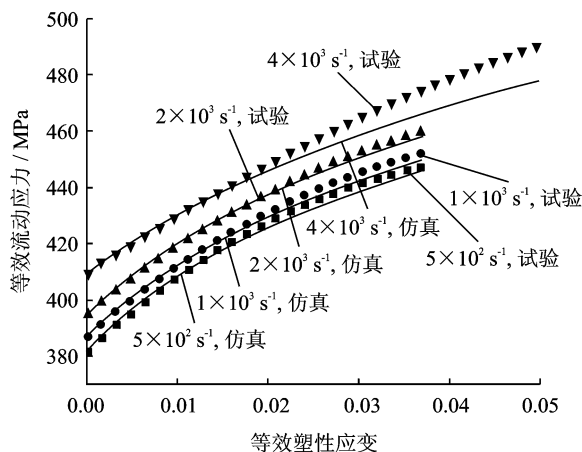


图 9 数值模拟和试验的等效塑性应变-等效应力比较

度对流动应力的影响较弱。

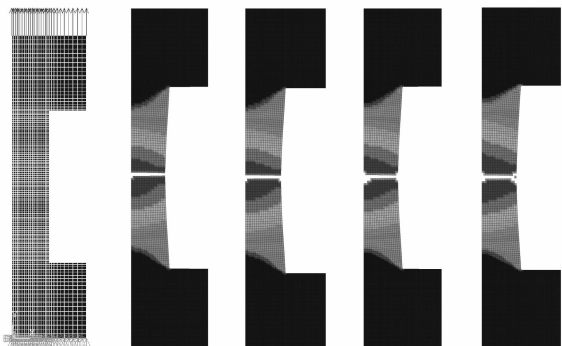
5 结 论

本文进行了航空材料 2A70 合金光滑和缺口圆柱试样的低应变率拉伸试验,以及分离式 Hopkinson 杆动态拉伸试验,研究了 2A70 合金的动态力学行为,试验数据用于讨论了 Johnson-Cook 强度模型的几种应变率修正形式,并拟合模型参数,通过仿真验证了本构模型。得到如下结论:

(1)2A70 合金有一定的应变率敏感性,尤其在应变率高于 $10^3 s^{-1}$ 时更为明显;

(2)对于应变率敏感性随应变率变化的材料,具有线性对数关系的标准 Johnson-Cook 强度模型对应变率强化效应的估计明显不足。采用 Cowper-Symonds 应变率修正的 Johnson-Cook 强度模型能够较好地描述具有类似应变率强化效应材料的应变率敏感性。

(3)数值仿真结果表明,Cowper-Symonds 应变率修正的 Johnson-Cook 模型和标准的 Johnson-



(a) 有限元模型 (b) 500 s^{-1} (c) 1 000 s^{-1} (d) 2 000 s^{-1} (e) 4 000 s^{-1}

图 8 动态拉伸试样有限元模型与不同应变率下的有限元模拟结果

Cook 失效模型能够较好的表征 2A70 合金的动态特性。

参考文献:

- [1] 中国航空材料手册编辑委员会[S]. 中国航空材料手册, 第三卷, 铝合金镁合金. 北京: 中国标准出版社, 2001. Editorial Board of China Aeronautical Materials Handbook[S]. China Aeronautical Materials Handbook, Vol. 3, Aluminum and Magnesium Alloy. Beijing: Standards Press of China, 2001.
- [2] 赵寿根, 何著, 杨嘉陵, 等. 几种航空铝材动态力学性能实验[J]. 北京航空航天大学学报, 2007, 33(8): 982-985.
Zhao Shougen, He Zhu, Yang Jialing, et al. Experiment investigation of dynamic material property of aluminium alloy[J]. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2007, 33(8): 982-985.
- [3] Abotula S, Chalivendra V B. An experimental and numerical investigation of the static and dynamic constitutive behaviour of aluminium alloys [J]. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design, 2010, 45(8): 555-565.
- [4] 李娜, 李玉龙, 郭伟国. 3种铝合金材料动态性能及其温度相关性对比研究[J]. 航空学报, 2008, 29(4): 903-908.
Li Na, Li Yulong, Guo Weiguo. Comparison of mechanical properties and their temperature dependencies for three aluminium alloys under dynamic load [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2008, 29(4): 903-908.
- [5] Lindholm U S, Bessey R L. A survey of rate dependent strength properties of metals[R]. AD854012. Ohio: Air Force Material Lab, 1969.
- [6] Lee W S, Su W C, Li C F. The strain rate and temperature dependence of the dynamic impact properties of 7075 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 100(1): 116-122.
- [7] Meyers M A. Dynamic behavior of materials[M]. New York: Cambridge University Press, 1994.
- [8] Harding J. The development of constitutive relationship for material behaviour at high rates of strain [C]//4th The International Conference on Mechanical properties of materials at high rates of strain. Oxford: Institute of Physics, 1989: 189-203.
- [9] Lesuer D R, Kay G J, LeBlanc M M. Modeling large-strain, high-rate deformation in metals [R]. UCRL-JC-134118. CA: Lawrence Livermore National Laboratory, 2001.
- [10] Huh H, Kang W J. Crash-worthiness assessment of thin-walled structures with the high-strength steel sheet [J]. International Journal of Vehicle Design, 2002, 30(1): 1-21.
- [11] Allen D J, Rule W K, Jones S E. Optimizing Material strength constants numerically extracted from Taylor impact data [J]. Experimental Mechanics, 1997, 37(3): 333-338.
- [12] Al-Mousawi M M, Reid S R, Deans W F. The use of the split Hopkinson pressure bar techniques in high strain rate materials testing [J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 1997, 211(4): 273-292.
- [13] Staab G H, Gilat A. A direct-tension split Hopkinson bar for high strain-rate testing [J]. Experimental Mechanics, 1991, 31(3): 232-235.
- [14] Wierzbicki T, Bao Yingbin, Lee Y W, et al. Calibration and evaluation of seven fracture models [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2005, 47(4/5): 719-743.
- [15] Hopperstad O S, Børvik T, Langseth M, et al. On the influence of stress triaxiality and strain rate on the behaviour of a structural steel. Part I. Experiments [J]. European Journal of Mechanics-A/Solids, 2003, 22(1): 1-13.
- [16] Børvik T, Hopperstad O S, Berstad T. On the influence of stress triaxiality and strain rate on the behaviour of a structural steel. Part II. Numerical study [J]. European Journal of Mechanics-A/Solids, 2003, 22(1): 15-32.
- [17] Bao Y, Wierzbicki T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2004, 46(1): 81-98.
- [18] Bridgman P W. Studies in large plastic flow and fracture [M]. New York: Mc Graw-Hill, 1952.
- [19] Johnson G R, Cook W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures [C]//7th International Symposium on Ballistics. The Hague, the Netherlands: International Ballistics Committee, 1983: 541-547.
- [20] Johnson G R, Cook W H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures [J]. Engineering Fracture Mechanics, 1985, 21(1): 31-48.
- [21] Cavaliere P. Hot and warm forming of 2618 aluminium alloy [J]. Journal of Light Metals, 2002, 2(4): 247-252.