

AZ31B 镁合金动态冲击变形机制研究

耿长建¹, 武保林², 刘芳¹, 佟文伟¹, 韩振宇¹

(1.中航工业沈阳发动机设计研究所, 沈阳 110015; 2.沈阳航空航天大学材料科学与工程学院, 沈阳 110136)

摘要: 为了研究 AZ31B 镁合金挤压棒材的各向异性, 利用 Hopkinson 压杆, 研究了在大气压为 0.2、0.5 MPa 下的径向与轴向样品的动态冲击力学行为。在同一大气压下, 通过对径向与轴向样品不同动态力学行为影响的研究, 深入分析了晶粒取向与 Schmid 因子对其微观变形机制的影响。结果表明: 在同一冲击气压下, 轴向样品的屈服强度、断裂强度和总应变变量均高于径向样品的对应值; 2 种样品的屈服强度、断裂强度和总应变变量均随着应变速率的增加而增加, 但径向冲击样品的应变速率敏感性高于轴向冲击样品的, 体现了不同变形机制的作用。

关键词: AZ31B 镁合金; 动态冲击; 变形机制; 织构; 孪晶; Schmid 因子

中图分类号: V216.5+5

文献标识码: A

doi:10.13477/j.cnki.aeroengine.2015.03.012

Deformation Mechanism of Dynamic Impact Behavior for AZ31B Magnesium Alloy

GENG Chang-jian¹, WU Bao-lin², LIU Fang¹, TONG Wen-wei¹, HAN Zhen-yu¹

(1.AVIC Shenyang Engine Design and Research Institute, Shenyang 110015, China; 2.School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

Abstract: The AZ31B Magnesium alloy was studied in order to reveal the anisotropy of the extruded bar. Dynamic impact tests for radial and axial samples were conducted respectively by using Hopkinson pressure bar at room temperature and the constant pressure (0.2 MPa and 0.5 MPa). The impact of grain orientation and Schmid factor on mechanical behaviors of Magnesium alloys through their effect on the deformation modes obtained by analyzing the influence of the same pressure on the dynamic behavior of radial and axial samples. The results show that the yielding strength, fracture strength, total strain of axial samples are larger than that of radial samples at the same air pressure (strain rate). The yielding strength, fracture strength, total strain all increase with strain rate increasing for both axial samples and radial samples. The strain rates of radial samples were higher than that of axial samples. The results embodied the function of different deformation mechanisms.

Key words: AZ31B Magnesium alloy; dynamic impact; deformed mechanism; texture; twinning; Schmid factor

0 引言

镁合金具有密度低、比强度和比刚度高、铸造性能较好、电磁屏蔽能力较强以及易于再生利用等一系列优点, 被誉为“21 世纪最具发展潜力和前途的材料”。其结构件在汽车、飞机、计算机、通讯等领域的应用日益广泛^[1-3]。AZ31B 变形镁合金具有良好的延展率和较高的强度, 是目前应用最广泛的挤压变形镁合金, 在不同的加载方向下呈现各向异性。文献[4-5]认为不同的孪生变形机制是镁合金呈现各向异性的主要原因。通常认为, 在平行于晶粒的 c- 轴有拉应变时

产生{10-12}拉伸孪生, 而在平行于晶粒的 c- 轴有压应变时产生{10-11}压缩孪生^[6-10]。另外, 位错滑移也是变形镁合金的重要变形机制。何种变形机制起主导作用与晶粒取向、应变速率等因素具有密切关系。

在镁合金构件的实际应用中, 经常承受冲击与循环等动态载荷的作用, 因此研究变形镁合金的动态力学行为与组织结构之间关系, 对其结构件的安全设计及合理使用具有重要指导意义。本文利用 Hopkinson 压杆, 研究了大气压为 0.2 和 0.5 MPa 下 AZ31B 镁合金挤压棒材的径向与轴向动态冲击力学行为, 并讨论

收稿日期: 2014-06-22 基金项目: 国家自然科学基金(51171120, 90202001)资助

作者简介: 耿长建(1980), 男, 博士, 工程师, 从事金属材料性能及其微观变形机制研究工作; E-mail: gengchangjian2008@163.com。

引用格式: 耿长建, 武保林, 刘芳, 等. AZ31B 镁合金动态冲击变形机制研究[J]. 航空发动机, 2015, 41(3):61-65. GENG Changjian, WU Baolin, LIU Fang, et al. Deformation mechanism of dynamic impact behavior for AZ31B magnesium alloy[J]. Aeroengine, 2015, 41(3):61-65.

了相关机制。

1 试验材料和方法

试验采用的 AZ31B 镁合金属于 Mg-Al-Zn 系合金,是目前工业界使用较广泛的 1 种变形镁合金。其中加入的 Al 元素可与 Mg 形成固溶体,提高了合金的力学性能;同时 Al 元素还可提高合金的耐腐蚀性,减小凝固时的收缩,改善合金的锻造性能,增强铸件强度。Zn 是另 1 种有效的合金化元素,在镁合金内以固溶体存在,对合金性能的影响与 Al 相似,但当 Zn 的质量分数高于 2% 时会出现热裂现象,因而应严格控制其含量。加入 Mn 元素可提高镁合金的韧性并改善其耐腐蚀性能。合金中的铁、铜、镍等杂质元素会降低合金的耐腐蚀性能,应严格控制其含量。AZ31B 的名义成分见表 1。

表 1 AZ31B 镁合金名义化学成分

Element	Al	Zn	Si	Cu	Mn	Fe	Ni	Ca	Sn	Mg
wt%	2.7	0.96	0.01	≤0.01	0.21	0.002	≤0.001	≤0.01	0	Bal

电子背散射衍射样品的电解抛光液为 10% HClO₄+90% 乙醇,电压为 30~40 V,电流为 1~2 mA,电解抛光的温度为 243 K。使用液氮作为制冷剂。试验设备为:JEOL, JSM-7001F 和 JEOL, JSM-6500F 扫描电子显微镜。

分别沿原始退火挤压棒材的挤压方向(轴向)和垂直挤压方向(径向)切取棒材,加工成直径为 8 mm,高 10 mm 的快速冲击样品。

冲击试验采用分离式霍普金森压杆(Split Hopkinson Pressure Bar, SHPB)装置,如图 1 所示。

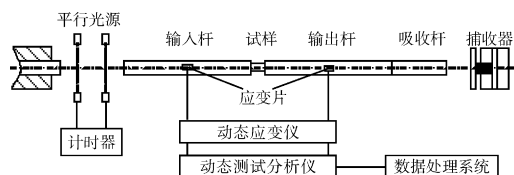


图 1 Hopkinson 压杆冲击试验系统

SHPB 是目前应用最为广泛的测试高应变率下力学特征的试验装置^[11-13],可以用来测试材料在应变率为 $10^2 \sim 10^4 \text{ s}^{-1}$ 内的应力-应变曲线,其主要特点是可实现材料的高应变率变形,同时保持材料内部的动态应力平衡或者材料内轴向应力梯度接近于零。

2 试验结果

2.1 冲击变形前金相组织及织构

原始挤压 AZ31B 镁合金退火后显微组织如图 2 所示。从图中可见样品晶粒为等轴组织,尺寸不很均匀,平均尺寸为 $15 \mu\text{m}$ 。

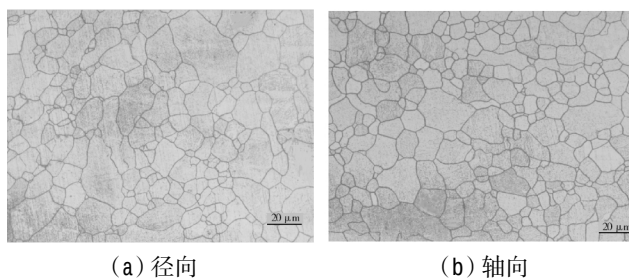


图 2 原始挤压 AZ31B 镁合金退火后显微组织

原始挤压 AZ31B 镁合金退火后织构如图 3 所示。从退火后棒材挤压 ED 反极图(图 3(a))中可见,织构主要由较强的 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 丝织构组分和较弱的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 丝织构组分构成,2 种组分的 $\{0002\}$ 晶面都平行于 ED。沿径向切取拉伸样品,其轴向反极图可以根据退火后挤压棒材的反极图推断,如图 3(b)所示。其轴向分别沿 $\langle 0001 \rangle$ - $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和 $\langle 0001 \rangle$ - $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 晶体学取向三角形的 2 个边均匀分布,强度级别对应图 3(a)。

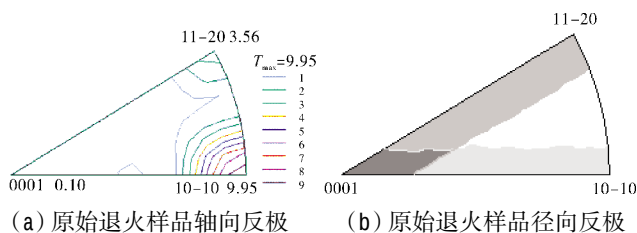


图 3 原始挤压 AZ31B 镁合金退火后织构反极

2.2 快速冲击曲线

分别沿挤压退火后棒材的径向与轴向切取动态冲击样品,冲击真应力-真应变曲线如图 4 所示。在大气压为 0.2、0.5 MPa 下,径向冲击样品的冲击应变速率分别为 840 、 1080 s^{-1} ;轴向样品的冲击应变速率分别为 815 、 1231 s^{-1} 。从图中可见,屈服强度、总应变量、断裂强度均随着应变速率的增加而增加;在同一冲击气压下,轴向样品屈服强度、总应变量、断裂强度均高于径向样品对应的值。

2.3 变形后组织

气压载荷为 0.2、0.5 MPa 冲击后径向和轴向样

品的变形组织如图 5 所示。从图中可见,径向样品和轴向样品孪生的数量均随着气压载荷的增加而增加;在同一气压载荷下,轴向样品中孪生的数量比径向样品中的多。

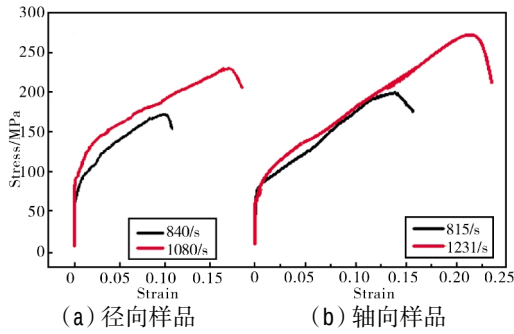


图 4 冲击气压载荷为 0.2 MPa 和 0.5 MPa 时
应力 - 应变曲线

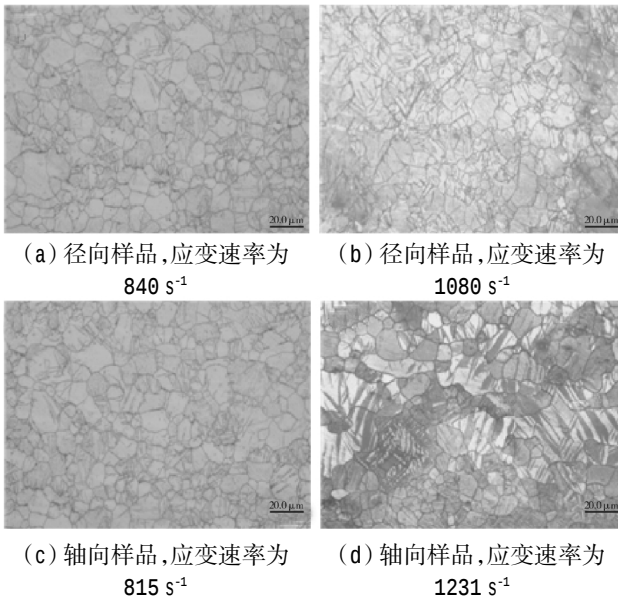
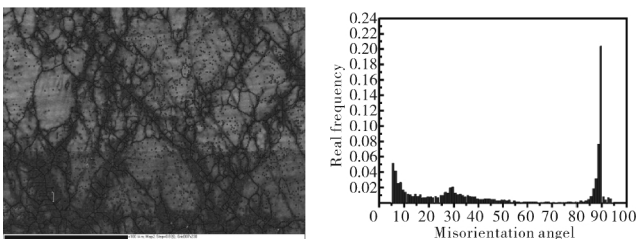
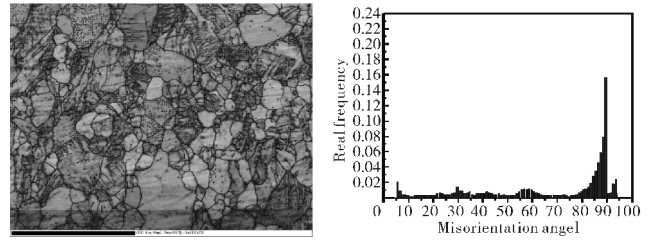


图 5 气压载荷为 0.2、0.5 MPa 时径向和轴向样品变形组织

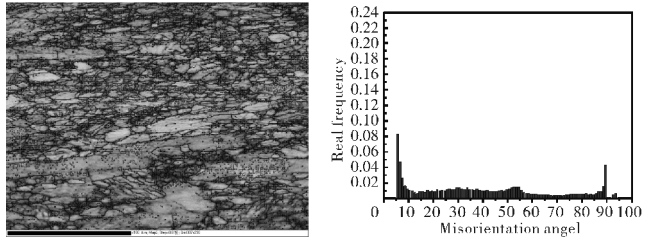
动态冲击后变形组织的 EBSD 取向成像及取向差分布如图 6 所示。从图中可见,样品中孪生的数量随着应变速率的增加而增加,且大部分为{10-12}拉伸孪生。与图 5 金相图中的结果一致。



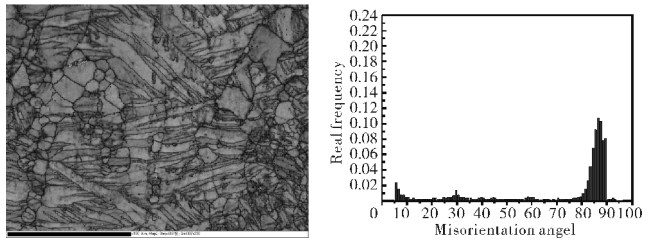
(a) 径向样品,应变速率为 840 s⁻¹



(b) 径向样品,应变速率为 1080 s⁻¹



(c) 轴向样品,应变速率为 815 s⁻¹



(d) 轴向样品,应变速率为 1231 s⁻¹

图 6 快速冲击后变形组织的取向成像及其相应的取向差分布

3 分析讨论

3.1 快速冲击应变速率敏感性

材料应变速率对流变应力值的影响通常可以用修正后的 Cowper-Symonds 公式来描述

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = 1 + \frac{\sigma_u - k\sigma_0}{\sigma_u - k\sigma_y} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{C} \right)^{1/P} \quad (1)$$

式中: σ_0 、 σ_y 、 σ_u 分别为静态应力、屈服强度和最大应力值; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; C 和 P 为材料应变速率敏感性常数; k 为描述材料应变速率敏感性的应变硬化参数。

根据式(1),若流变应力值随着应变速率的增加而减小,则 P 应该为负值。

同样,材料的应变速率敏感性参数 k 或 β 也可以用下式^[13-15]描述

$$\beta = \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\ln(\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1)} \quad (2)$$

式中的压应力 σ_2 和 σ_1 可以通过计算得到,先根据冲击试验求出平均应变速率 $\dot{\epsilon}_2$ 、 $\dot{\epsilon}_1$,在 2 种应变速率下相同的应变处计算对应的流变应力值即为 σ_2 和 σ_1 。

为了获取 2 种样品应变速率敏感性的定量信息,依据文献[16]的计算方法,对 2 种样品快速冲击应变为 0.02 处计算各自的应变速率敏感性

表 2 应变为 0.02 时 2 种样品

应变速率敏感性因子 β 值	
样品	β
径向样品	15.2
轴向样品	10.6

因子值,结果见表 2。表明 2 种样品随着冲击载荷(或应变速率)的增加,其流变应力值和总应变均增加,合金均表现出正的应变速率敏感性,径向冲击样品的应变速率敏感性值大于轴向冲击样品的,其原因与样品的织构有关。一般而言,位错变形过程表现为正的应变速率敏感性,而孪生表现为负的应变速率敏感性,由于径向冲击样品的织构特征,位错滑移起主要作用,因此其应变速率敏感性大于轴向冲击样品的。

3.2 孪生及 Schmid 因子变形机制

通常当晶粒的 c -轴与压缩方向平行时,与压缩孪晶相比较,由于具有更小的临界剪切应力值(CRSS)因此锥面滑移更易启动。此时,无法激活基面滑移、柱面滑移以及 $\{10-12\}$ 拉伸孪晶,主要原因是这些变形模式的施密特因子值都很小,甚至为负值。但对于那些 c -轴方向偏离 ND 方向的晶粒而言,上述的基面滑移、柱面滑移以及拉伸孪晶可能被激活,因为基面滑移所需的临界剪切应力值是镁合金变形模式中最小的。位错滑移依靠原子扩散来进行,相比孪晶的切变过程,其速度远远低于孪晶的生成速度。一般来说,随着应变速率的增加,通过滑移产生的位错越来越多堆积在晶界上,不仅促使晶粒内部的应力分布不均匀,还可引起晶界附近的集中应力增大,局部集中应力达到产生孪生的临界值时,就会在变形晶粒内部或相邻晶粒内部产生孪晶。因此,随着应变速率的增加(本次试验中的应变速率为 $815\sim 1231\text{ s}^{-1}$),镁合金材料会更多地以孪生的方式变形,导致镁合金的屈服强度和断裂强度随应变速率的增加而急剧增加。

由于 $\{10-12\}$ 拉伸孪生的 CRSS 远低于柱面滑移 $\langle a \rangle$ 和锥面滑移 $\langle c+a \rangle$ 及 $\{10-11\}$ 压缩孪生的 CRSS,随着应变量的增加,拉伸孪生在滑移屈服前被激发,由于拉伸孪生的 CRSS 高于基面滑移 $\langle a \rangle$ 的,在径向样品中拉伸孪生在滑移屈服后被激活。当应变速率足够大时,位错滑移来不及进行,远远滞后于样品的宏观变形,造成大量的拉伸孪生开动。

镁合金的孪生变形机制取决于形变晶粒取向与加载作用力方向间的关系,即 Schmid 因子^[17]。研究^[18]发现, $\{10-11\}$ 压缩孪生变体中接近一半都具有较低的 Schmid 因子(0.15~0.30),5%的压缩孪生变体具有非常低的 Schmid 因子,初次孪生变体不完全以 Schmid 因子的大小顺序来决定^[17,19]。但统计发现,发生孪生的变体的 Schmid 因子普遍高于其它变体的。为了讨论孪生变形机制,本文计算了拉伸孪生和压缩孪生的 Schmid 因子在取向空间中的分布。在此,选择在较大取向范围内具有高 Schmid 因子的 (-1012) $[10-11]$ 和 $(0-111)[0-11-2]$ 2 个变体来讨论孪晶变形机制的情况。2 种变体的 Schmid 因子分布如图 8 所示。从图中可见, Schmid 因子与加载作用力的方向有密切关系,在较低的 $\tan \theta/2$ 范围(θ 为反极角), $(-1012)[10-11]$ 拉伸孪生具有较高的 Schmid 因子;在较高的 $\tan \theta/2$ 范围, $(0-111)[0-11-2]$ 压缩孪生具有较高的 Schmid 因子。由此可推断,在高 $\tan \theta/2$ 范围内有利于拉伸孪生开动;在低 $\tan \theta/2$ 范围内,有利于压缩孪生开动;而在中间范围,2 种孪生模式都可能开动。因此,如果只考虑 Schmid 因子的影响,上述 2 种孪生可同时被激活。但 Schmid 因子并不是惟一决定因素,还应考虑 2 种孪生模式具有不同的 CRSS。 $\{10-12\}$ 拉伸孪生的 CRSS 较低,而 $\{10-11\}$ 压缩孪生的 CRSS 却非常高^[20],因此,在相同的 Schmid 因子条

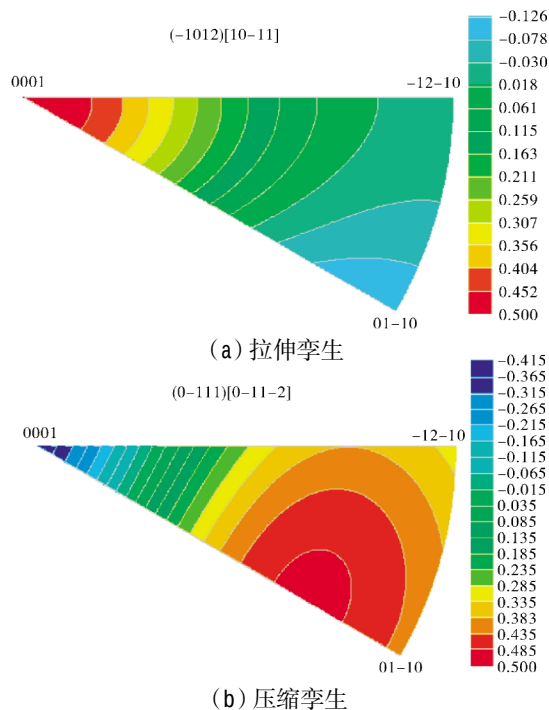


图 8 Schmid 因子的分布

件下,拉伸孪生只需较低剪切应力就能被激活,拉伸孪生在较大晶粒取向范围内都可开动,而压缩孪生只限于极小晶粒取向范围内开动。这就解释了为什么在较高应变速率下有大量拉伸孪生产生而只有少量压缩孪生产生。需要强调的是,材料发生形变时,因初次孪生模式和孪生变体的选择(Primary twinning and its variant selection)机制所考虑的问题不同,在考虑初次孪生模式选择问题时,不仅要考虑变形晶粒的取向或 Schmid 因子,也应考虑 2 种孪生的 CRSS 差异。

2 种样品初始的晶粒取向差别对合金应变速率敏感性的也有一定影响。径向样品的应变速率敏感性大于轴向样品的。这主要是由于径向样品中晶粒 C-轴方向靠近冲击方向的晶粒数量多于轴向样品的。

4 结论

(1)在动态冲击条件下,材料的屈服强度、总应变量、抗拉强度均随应变速率的增加而增加;

(2)合金呈现各向异性,即径向冲击的应变速率敏感性高于轴向冲击的;

(3)动态冲击变形有利于孪生模式的开动,径向冲击和轴向冲击产生的孪生开动情况不同,这是导致应变速率敏感性呈现各向异性的主要原因。

参考文献:

- [1] Bamett M R, Keshavarz Z, Beer A G, et al. Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn [J]. Acta Materialia, 2004, 52(17): 5093-5103.
- [2] Kim W J, Hong S I, Kim Y S. Texture development and its effect on mechanical properties of all AZ61 Mg alloy fabricated by equal channel angular pressing [J]. Acta Materialia, 2003, 51(11): 3293-3307.
- [3] Agnew S R, Mehrotra P, Lillo T M, et al. Crystallographic texture evolution of three wrought Magnesium alloys during equal channel angular extrusion [J]. Material Science and Engineering, 2005, 408(1-2): 72-78.
- [4] Nave M D, Bamett M R. Microstructures and textures of pure Magnesium deformed in plane-strain compression [J]. Scripta Materialia, 2004, (51): 881-885.
- [5] Chino Y, Kimura K, Hakamada M, et al. Mechanical anisotropy due to twinning in an extruded AZ31 Mg alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 485(1): 311-317.
- [6] Bamett M R. Twinning and the ductility of Magnesium alloys (Part I-“Tension” twins) [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, (464): 1-7.
- [7] Patridge P G. The crystallography and deformation modes of hexagonal close packed metals [J]. Metallurgical Reviews (S0076-6690), 1967, 12(1): 169-194.
- [8] Yoo M H. Slip, twins and fracture in hexagonal close packed metals [J]. Metallurgical Transactions A, 1981, 12(A): 409-418.
- [9] Jiang J, Godfrey A, Liu W, et al. Identification and analysis of twinning variants during compression of a Mg-Al-Zn alloy [J]. Scripta Materialia, 2008, 58: 122-125.
- [10] Bamett M R. Twinning and the ductility of Magnesium alloys Part II. “Contraction” twins [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 464(8): 8-16.
- [11] Gary G T. Classic split hopkinson pressure bar testing [J]. Mechanical Testing and Evaluation, 2000, 8(1): 462-476.
- [12] 冯明德, 彭艳菊, 刘永强, 等. SHPB 实验技术研究 [J]. 地球物理学进展, 2006(3): 273-278.
FENG Mingde, PENG Yanju, LIU Yongqiang, et al. SHPB experimental technology research [J]. Progress in Geophysics, 2006(3): 273-278. (in Chinese)
- [13] 王礼立. 应力波基础(第2版) [M]. 北京: 国防工业出版社, 2005: 181-187.
WANG Lili. Basis of stress wave (2nd edition) [M]. Beijing: Defense Industry Press, 2005: 181-187. (in Chinese)
- [14] Magd E E, Abouridouane M. Characterization, modelling and simulation of deformation and fracture behaviour of the light-weight wrought alloys under high strain rate loading [J]. International Journal of Impact Engineering, 2006, 32(5): 741-758.
- [15] Yang Y B, Wang F C, Tan C W, et al. Plastic deformation mechanisms of AZ31 Magnesium alloy under high strain rate compression [J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18: 1043-1046.
- [16] 王长义, 刘正, 毛萍莉. {10-12} 拉伸孪晶对 AZ31B 镁合金动力学行为及应变速率敏感性的影响 [J]. 热加工技术工艺, 2011, 55(12): 2219-2221.
WANG Changyi, LIU Zheng, MAO Pingli. Influence of {10-12} tensile twinning on AZ31B Magnesium alloy for dynamic mechanical behavior and the sensitivity of strain rate [J]. Thermal Processing Technology, 2011, 55(12): 2219-2221. (in Chinese)
- [17] Brown W, Agnew S R, Holden T M. Internal strain and texture evolution during deformation twinning in magnesium [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 399(1-2): 1-12.
- [18] John J J, Mu S J, Samman T A. The role of strain accommodation during the variant selection of primary twins in magnesium [J]. Acta Materialia, 2011, 59(5): 2046-2056.
- [19] Wu B L, Zhang Y D, Wan G, et al. Primary twinning selection with respect to orientation of deformed grains in ultra-rapid compressed AZ31 alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 541(4): 120-127.
- [20] Koike J M. Enhanced deformation mechanisms by anisotropic plasticity in polycrystalline Mg alloys at room temperature [J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 2005, 36(9): 1689-1695.

(编辑: 赵明菁)