

挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金动态压缩力学性能与失效行为

毛萍莉, 于金程, 刘 正, 董 阳, 席 通

(沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870)

摘 要: 为了研究镁合金在高应变速率下的动态变形行为及失效机制, 采用分离式霍布金森压杆(SHPB)装置在室温下对挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金进行动态压缩实验, 并利用金相和扫描电子显微镜对冲击后的试样进行显微分析, 探讨了 Mg-Gd-Y 镁合金沿挤压方向(ED)、横向(TD)及法向(ND)的动态压缩力学性能和失效行为与塑性变形方式。结果表明: 在动态压缩载荷下, 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金沿 ED、TD、ND 3 个方向表现出连续屈服的变形特征, 随应变速率的提高, 具有正应变速率强化效应, 动态压缩力学性能无明显的各向异性, ED 方向的动态压缩性能略优于其他两个方向的; 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金在动态压缩载荷下的断口形貌呈韧脆混合的准解理断裂特征, 对载荷方向不敏感; 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金在动态压缩载荷下的变形方式为孪生和滑移共同作用机制, 并伴随动态再结晶现象。

关键词: Mg-Gd-Y 镁合金; 分离式 Hopkinson 杆; 动态力学性能; 失效行为

中图分类号: TG146.2⁺²

文献标志码: A

Dynamic mechanical property and failure behavior of extruded Mg-Gd-Y alloy under high strain rate compression

MAO Ping-li, YU Jin-cheng, LIU Zheng, DONG Yang, XI Tong

(School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: In order to investigate the dynamic deformational behavior and failure mechanisms of magnesium under high strain rates, the split Hopkinson pressure bar (SHPB) was used to investigate the dynamic mechanical properties of extruded Mg-Gd-Y magnesium alloy at room temperature. The samples after compression were analyzed by scanning electron microscopy (SEM) and metallographic microscopy. The dynamic mechanical properties, crack performance and plastic deformation mechanism of extruded Mg-Gd-Y magnesium alloy along the extrusion direction (ED), transverse direction (TD) and normal direction (ND) were discussed. The results show that, the extruded Mg-Gd-Y magnesium alloy under dynamic compression along ED, TD and ND directions yields continuously, and has the positive strain rate effect when strain rates rise. The dynamic mechanical properties do not exhibit strong anisotropy and the dynamic compression properties along ED direction are the best among those of three directions. The fracture performance of extruded Mg-Gd-Y magnesium alloy along different directions is mix-fractured quasi-cleavage fracture and is not sensitive to the loading direction. The deformation mechanism of extruded Mg-Gd-Y magnesium alloy under high strain rate compression is a combination of twinning, slipping and dynamic recrystallization.

Key words: Mg-Gd-Y alloy; split Hopkinson pressure bar; dynamic mechanical property; failure behavior

镁合金是目前实际应用中密度最低的金属结构材料, 具有比强度和比刚度高、阻尼性和切削加工性好

等优点, 因而被广泛应用于汽车领域^[1-2]。传统的镁合金耐热、抗高温蠕变等性能较差, 通常只能用于 120 ℃

基金项目: 国家科技支撑计划(2011BAE22B05); 国家教育部博士点基金资助项目(20122102110002); 辽宁省自然科学基金资助项目(201202160)

收稿日期: 2011-04-23; **修订日期:** 2012-09-20

通信作者: 毛萍莉, 教授, 博士; 电话: 024-25497131; E-mail: maopl@sut.edu.cn

以下的条件,达不到交通工具发动机和传动部件需要承受 150~200 ℃、250 ℃甚至更高温度的要求,从而限制了它的应用。围绕着如何提高铸造镁合金的力学、耐腐蚀、耐高温、抗蠕变等性能,研究人员对稀土作为镁合金添加剂或合金元素的作用进行了大量研究,取得了瞩目的成绩^[3]。目前,工作温度超过 200 ℃的镁合金均为稀土镁合金。在 Mg-Gd 合金基础上,加入一定量 Y 和 Zr(或 Mn 元素)开发的 Mg-Gd-Y-(Zr/Mn)合金系,具有优秀的高温强度、抗蠕变性能及耐热性能以及良好的塑性和耐腐蚀性等,已成为目前世界上高强度铸造和变形镁合金系之一^[4]。汽车部件是镁合金的重要应用方向之一,实现镁合金在汽车上的成功应用,必须保证镁合金材料和构件具有足够的综合应用性能,而之前人们对稀土镁合金的研究主要集中在高耐蚀和高耐热方面,对稀土镁合金动态力学性能的研究比较少。纪伟等^[5]的研究发现,采用 Hopkinson 拉杆技术对两种挤压态 Mg-Gd-Y 合金在应变速率为 103 s⁻¹和温度为 150~525 ℃范围进行了拉伸实验,借助光学显微镜和 SEM 重点分析断口附近的显微组织和断口形貌。结果表明:当温度 $t \leq 400$ ℃时,材料的破坏机理主要表现为浅切窝与准解理的混合型断裂;随着温度的升高,由于受晶界软化的影响,材料的断裂机理逐渐转向以晶间断裂为主; $t \leq 400$ ℃时材料的主要变形机制是基面滑移,随着温度的升高,非基面滑移系将充分启动,材料的伸长率也相应地在 450 ℃时达到最大值。由于在汽车碰撞等过程中镁合金零部件要承受高速载荷,研究在高速冲击载荷下稀土镁合金的局部变形与断裂机制,将为高速冲击载荷下稀土镁合金的设计和选用提供重要依据,具有重要的理论和实际意义。

因此,本文作者基于分离式 Hopkinson 压杆(Split Hopkinson pressure bar, SHPB)实验加载技术^[6],研究高应变速率下稀土镁合金的动态压缩力学性能,分析其变形行为和失效机制。

1 实验

本实验所用挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金由北京有色金属研究总院提供,其成分如表 1 所列,原始组织如图 1 所示,沿挤压方向有着明显的塑性流变,组织由等轴晶和细小的再结晶晶粒所组成,平均晶粒度在 10 μm 左右。由于镁是密排六方晶体结构,并且挤压成型材料沿不同方向的力学性能存在着一定的差异,所以压缩试样从挤压型材上沿不同方向截取,试样的压

缩轴分别平行于挤压方向(ED)、横向(TD)和法向(ND),截取方式如图 2 所示,试样尺寸为 d 8 mm×6 mm。

在室温下采用 SHPB 装置进行不同应变速率压缩实验,波导杆采用 d 10 mm×900 mm 的弹簧钢杆,应变片型号如下:BF120-1AA,电阻值:(120.0±0.1) Ω,灵敏系数:(2.11±1) %。实验的应变率范围为 700~2 800 s⁻¹。实验装置如图 3 所示。实验后对断裂的试样利用

表 1 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of extruded Mg-Gd-Y alloy (mass fraction, %)

Mg	Gd	Y
87.22	08.05	04.74

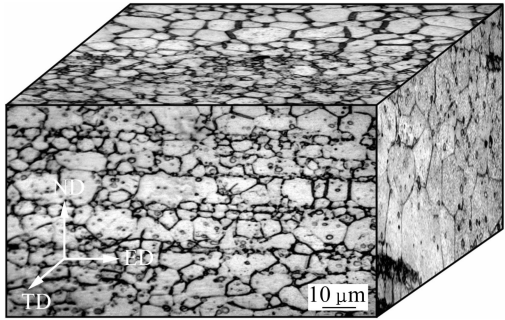


图 1 实验材料的原始组织
Fig. 1 Microstructure of extruded Mg-Gd-Y alloy

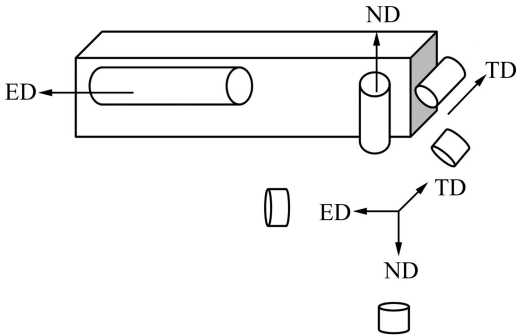


图 2 试样截取示意图
Fig. 2 Extrusion direction of samples

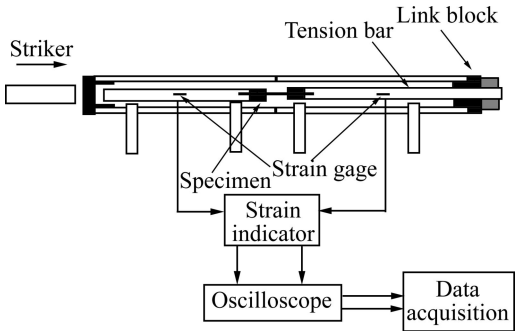


图 3 SHPB 实验装置图
Fig. 3 Schematic diagram of SHPB system

SEM 进行断口形貌分析。并对断裂试样的横截面、纵剖面面和剪切断面斜截面进行镶嵌、磨平、抛光、腐蚀后, 再进行金相组织观察。

2 结果

图4所示为挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金室温下的动态压缩真应力—真应变曲线。其中图 4(a)所示为沿 ED 方向应变速率分别在 949、1 392、1 992 和 2 826 s^{-1} 动态压缩的真应力—真应变曲线。沿 ED 方向压缩时, 曲线初始阶段呈现连续光滑变化, 表现出连续屈服的变形特征, 没有出现明显的屈服点。随应变速率的增加, 最大应力不断增大, 表现出正应变速率强化效应。正应变速率效应可使镁合金在高速变形过程中吸收更多能量。当应变速率达到 2 826 s^{-1} 时, 试样发生断裂, 断裂强度为 535 MPa, 应变速率强化效果达到最大值, 断裂应变为 15%。图 4(b)所示为 Mg-Gd-Y 镁合金沿

TD 方向应变速率分别在 755、1 508、1 951 和 2 552 s^{-1} 动态压缩的真应力—真应变曲线。沿 TD 方向压缩时, 同样也表现出连续屈服的变形特征和正应变速率强化效应。当应变速率达到 2 552 s^{-1} 时, 试样发生断裂, 断裂强度为 508 MPa, 断裂应变为 14%。图 4(c)所示为 Mg-Gd-Y 镁合金沿 ND 方向应变速率分别在 1 101、1 488、1 911 和 2 529 s^{-1} 动态压缩的真应力—真应变曲线。沿 ND 方向压缩时, 也表现出连续屈服的变形特征和正应变速率强化效应。当应变速率达到 2 529 s^{-1} 时, 试样发生断裂, 断裂强度为 489 MPa, 断裂应变为 15%。图 4(d)所示为挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金是沿 ED、TD、ND 3 个方向压缩试样断裂时的真应力—真应变曲线。从曲线的比较可以看出, ED、TD、ND 3 个方向断裂时的真应力—真应变曲线差异不大。由以上结果可以得出, 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金沿 ED、TD、ND 3 个方向的动态压缩力学性能无明显的各向异性, 相对而言 ED 方向试样发生断裂的应变速率最大, 断裂强度最大, 断裂应变也最大, ED 方向的动态压缩

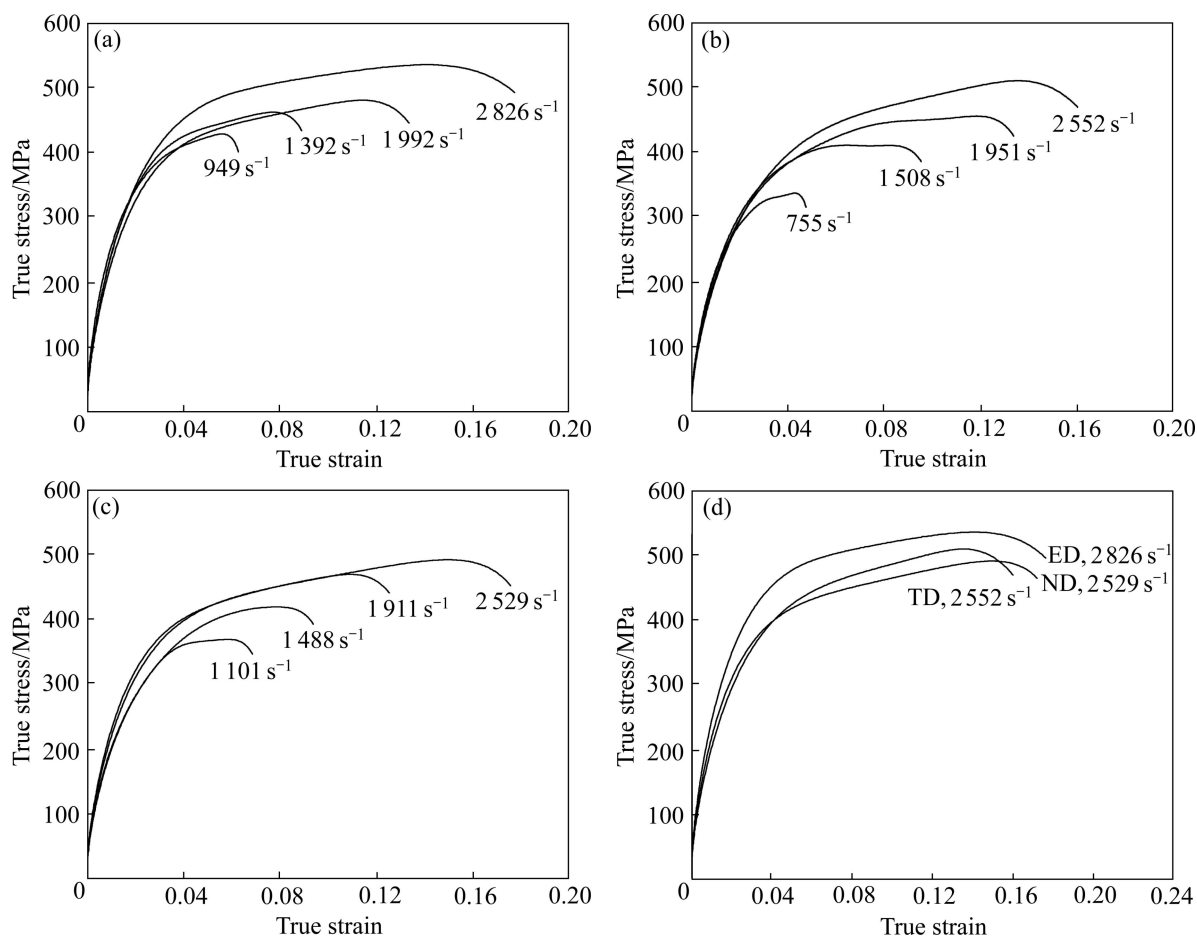


图4 Mg-Gd-Y 镁合金动态压缩真应力—真应变曲线

Fig. 4 Dynamic compressive true stress—true strain curves of Mg-Gd-Y magnesium alloy: (a) ED; (b) TD; (c) ND; (d) Comparison of three directions

力学性能略优于其他两个方向的。

3 分析与讨论

3.1 断口形貌分析

图 5 所示为 ED、TD、ND 3 个方向上试样的断裂结果都是大致沿着 45° 方向剪切破坏, 且断口呈酒杯状。图 5(a)所示为 ED 方向应变速率为 $2\,763\text{ s}^{-1}$ 的试样断裂照片, 图 5(b)所示为 TD 方向应变速率为 $2\,552\text{ s}^{-1}$ 的试样断裂照片, 图 5(c)所示为 ND 方向应变速率为 $2\,529\text{ s}^{-1}$ 的试样断裂照片。图 5(d)中 1 方向表示受压力的方向, 2 方向表示剪切破坏的方向, 区域 A 内是受到剪切应力区域, 区域 B 内是受到拉应力区域。当 1 方向受到压缩载荷时, 根据临界分切应力定律可知, 在 45° 方向为最大取向因子方向, 该方向上剪切应力最大, 所以在两个 45° 方向试样首先发生破坏。

图 6 所示为 Mg-Gd-Y 镁合金试样的断口形貌。图 6(a)和(b)所示为沿 ED 方向动态压缩时的断口形貌; 图 6(c)和(d)所示为沿 TD 方向动态压缩时的断口形貌; 图 6(e)和(f)所示为沿 ND 方向动态压缩时的断口形貌。从 3 个方向的断口形貌照片(图 6(a)、(c)和(e))可以看出, 3 个方向的断口形貌大致相同, 断裂机制对载荷方向不敏感, 压缩断口特征呈脆脆混合的准解理断裂特征, 断口起伏平缓, 呈现大量台阶形貌, 表明断裂过程中裂纹沿一定的晶体学平面进行。台阶面上局部

出现大量的撕裂棱和较浅的舌状花样, 舌状花样在剪切应力作用下被拉长表明局部有一定的塑性变形发生, 如图 6(a)、6(e)所示。断裂表面出现二次裂纹, 如图 6(e)所示, 说明主裂纹扩展过程中伴随着二次裂纹的萌生和扩展。

此外, 在 ED、TD 和 ND 3 个方向上, 试样断裂表面的局部均出现重熔现象, 如图 6(b)、(d)和(f)所示。黄海和黄维刚^[7]在 AZ61 应变速率为 $2\,300\text{ s}^{-1}$ 压缩断裂试样中以及刘天模等^[8]在 AZ31 压缩实验中都观察到了这一现象。局部的重熔组织呈鱼鳞状发散, 多发生在光滑的平台区域边缘。这种现象是由于高应变率条件下, 绝大部分的塑性变形功用于产生热量, 变形热量使变形材料绝热升温, 导致局部区域温度超过熔点, 产生重熔现象。局部高温重熔也是材料在局部发生热软化效应的体现。这样的高温重熔区域有空洞产生, 说明也是裂纹易萌发和沿其快速扩展的区域(如图 6(b)箭头所示)。

3.2 断口金相分析

图 7 所示为挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金 ED 方向金相组织照片。图 7(a)为 ED 方向原始金相, 原始组织中存在大量的呈队列的尺寸较大的等轴晶粒组织和一定量的存在于大晶粒间隙的细小再结晶晶粒, 如图 7(a)中黑色条带区域所示, 且大晶粒内部无孪晶。图 7(b)所示为 ED 方向断裂试样横截面的金相组织, 图 7(c)所示为 ED 方向断裂试样纵截面的金相组织, 图 7(d)

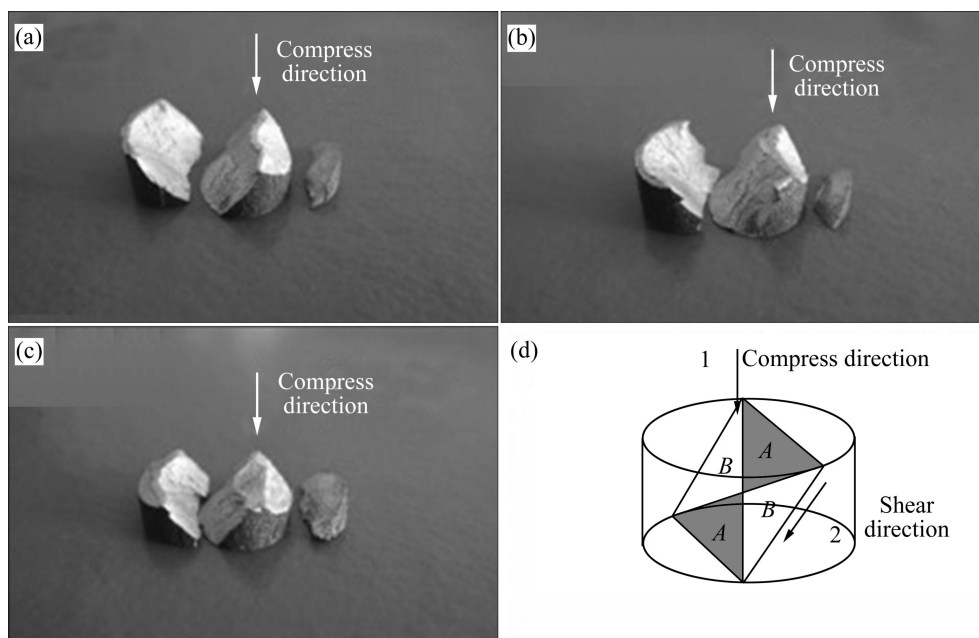


图 5 试样断裂照片

Fig. 5 Crack photos of samples: (a) ED direction; (b) TD direction; (c) ND direction; (d) Force diagram of shear plane

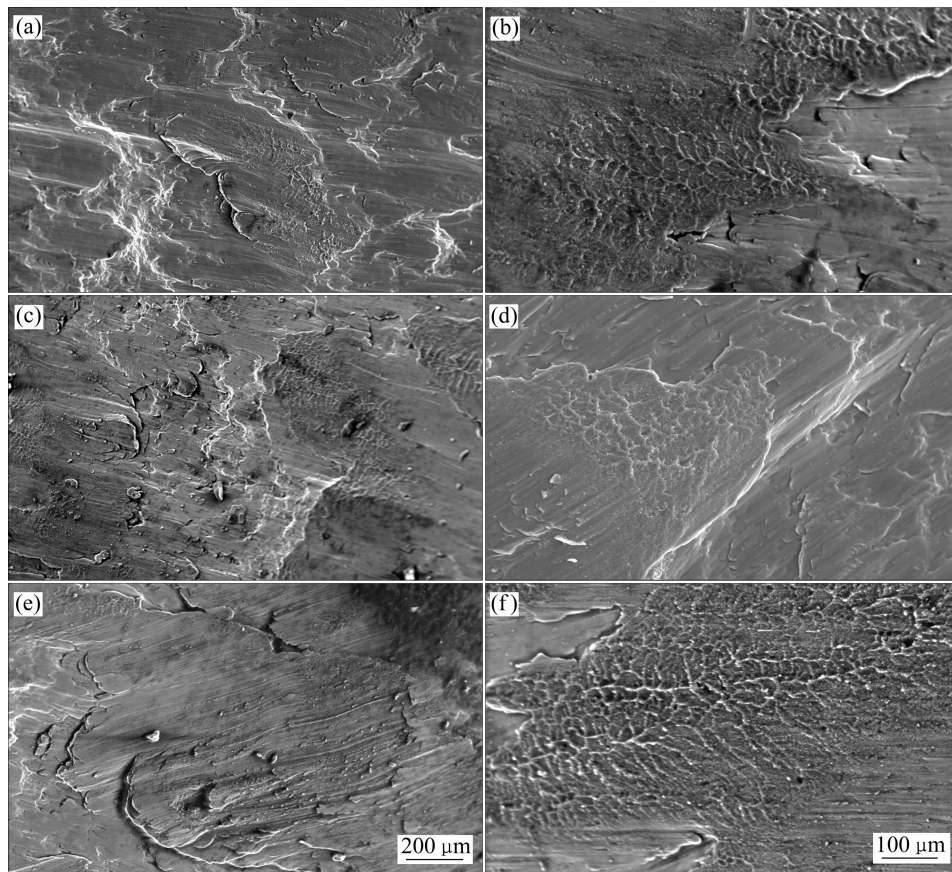


图 6 Mg-Gd-Y 镁合金动态压缩断口形貌

Fig. 6 Fractographs of Mg-Gd-Y alloy under dynamic compression: (a), (b) ED compression; (c), (d) TD compression; (e), (f) ND compression

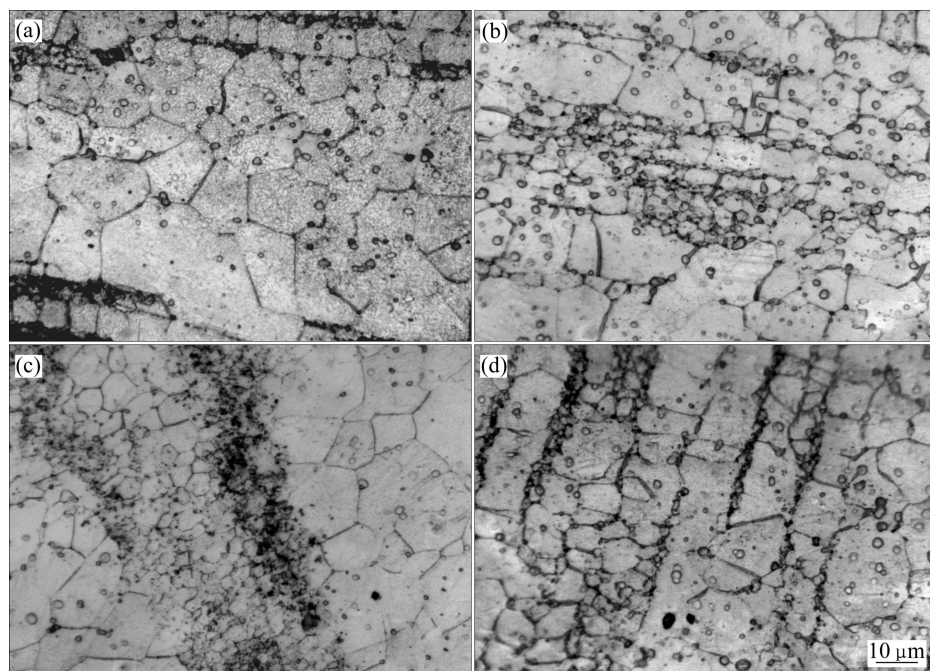


图 7 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金 ED 方向显微组织

Fig. 7 Microstructures of extruded Mg-Gd-Y alloy along ED direction: (a) Original microstructure; (b) Microstructure of section perpendicular to loading direction under strain rate of 2.826 s^{-1} ; (c) Microstructure of section parallel with loading direction under strain rate of 2.826 s^{-1} ; (d) Microstructure of diagonal section after compression under strain rate of 2.826 s^{-1}

所示为 ED 方向断裂斜截面的金相组织。与原始组织相比,经过高速压缩后,在不同截面的组织里,只有在少量大晶粒中发现孪晶。沿 ED 方向的横截面和断裂斜截面组织里的细小的再结晶晶粒发生增殖,数量明显增加,呈不连续条带状,大量分布于大晶粒之间,如图 7(b)和(d)所示。

图 8 所示为挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金 TD 方向金相组织照片。图 8(a)所示为 TD 方向原始金相,原始组织中存在大量的呈队列的较大晶粒组织,大晶粒内部没有孪晶;还有一定量的存在于大晶粒间隙的细小再结晶晶粒,呈连续条带分布,且条带由单晶粒排列而成。图 8(b)所示为 TD 方向断裂试样横截面的金相组织,图 8(c)所示为 TD 方向断裂试样纵截面的金相组织,图 8(d)所示为 TD 方向断裂斜截面的金相组织。与原始组织相比,经过高速压缩后,在不同截面的组织里,只有在少量大晶粒中发现孪晶。TD 方向断裂试样横截面的组织里细小的连续条带分布再结晶晶粒明显长大,数量增加,如图 8(b),连续的再结晶晶粒条带变宽。另外,TD 方向断裂试样纵截面和断裂斜截面的组织里发现有不连续的再结晶晶粒条带,如图 8(c)和(d)所示。

图 9 所示为挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金 ND 方向金相组织照片。图 9(a)所示为 ND 方向原始金相组织,原

始组织中存在大量的呈不规则排列的较大晶粒组织,个别大晶粒尺寸非常大,大晶粒内部没有孪晶,还有少量的存在于大晶粒间隙的细小再结晶晶粒。图 9(b)所示为 TD 方向断裂试样横截面的金相组织,图 9(c)所示为 TD 方向断裂试样纵截面的金相组织,图 9(d)所示为 TD 方向断裂试样斜截面的金相组织。与原始组织相比,经过高速压缩后,在不同截面的组织里,只在少量大晶粒中发现孪晶,而沿 TD 方向断裂试样纵截面的金相组织中出现呈不连续条带状的细小再结晶晶粒,如图 9(c)所示。

从以上结果可以得到,挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金动态压缩组织对载荷方向不敏感。在不同截面的组织里都出现变形局域化区,这种区域由两部分组成,一部分是晶粒内带有孪晶的大晶粒,一部分是众多的呈不连续条带状的再结晶小晶粒。

绝热剪切是材料在高应变速率条件下塑性变形高度局域化的一种形式,EL-MAGAD 和 ABOURIDOUANE^[9-10]研究了 AZ80 镁合金的动态压缩特性。认为必须考虑材料在变形中的绝热剪切特性才能得出正确的本构方程。在建立了符合实验规律的本构方程的基础上又进一步解释了温度效应、应变率效应和断裂模式。他们还采用高速压缩、高速拉伸及高速剪切的方法研究了 AZ80 镁合金的高应变速率变

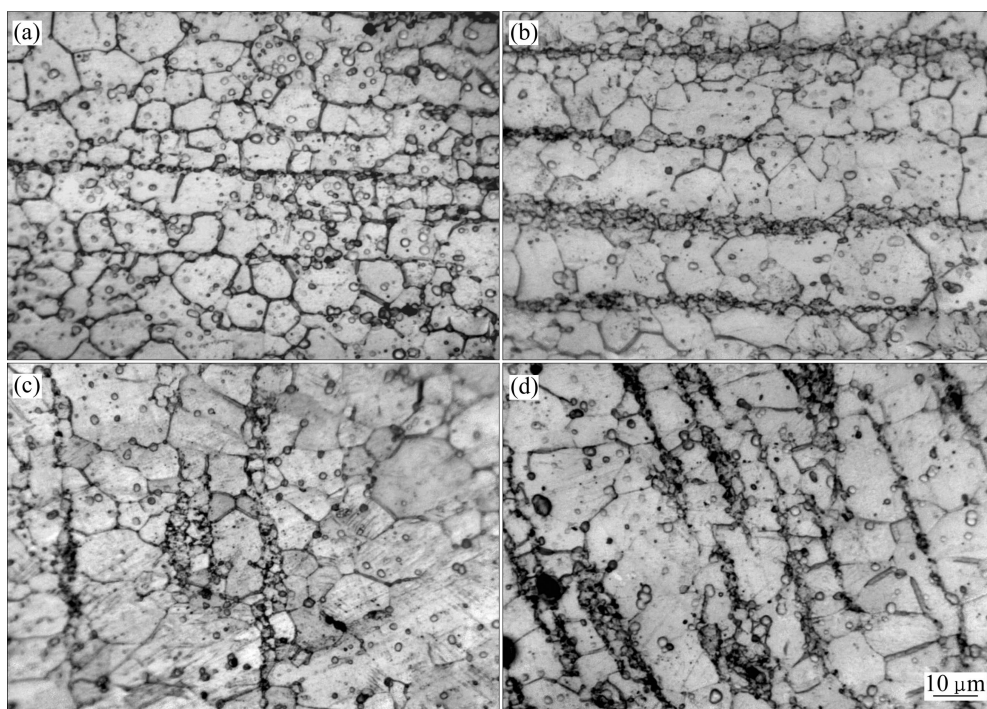


图 8 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金 TD 方向的显微组织

Fig. 8 Microstructures of extruded Mg-Gd-Y alloy along TD direction: (a) Original microstructure; (b) Microstructure of section perpendicular to loading direction at strain rate of $2\,552\text{ s}^{-1}$; (c) Microstructure of section parallel with loading direction under strain rate of $2\,552\text{ s}^{-1}$; (d) Microstructure of diagonal section after compression under strain rate of $2\,552\text{ s}^{-1}$

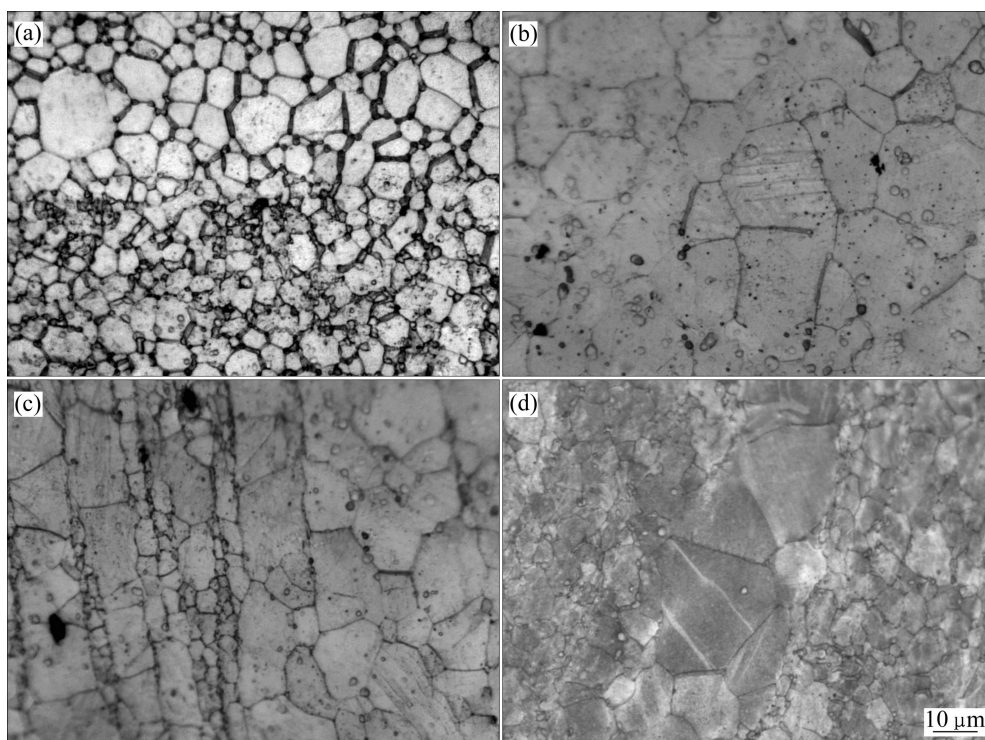


图 9 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金 ND 方向的显微组织

Fig. 9 Microstructures of extruded Mg-Gd-Y alloy along ND direction: (a) Original microstructure; (b) Microstructure of section perpendicular to loading direction at strain rate of $2\,529\text{ s}^{-1}$; (c) Microstructure of section parallel with loading direction at strain rate of $2\,529\text{ s}^{-1}$; (d) Microstructure of diagonal section after compression at strain rate of $2\,529\text{ s}^{-1}$

形及断裂行为, 同时与 AA7075 铝合金和 Ti-6Al-4V 钛合金在相同变形条件下的高速变形及断裂行为做了比较, 结果表明在高应变率载荷作用下, 钛合金与铝合金中都观察到了明显的“绝热剪切带”, 而在镁合金中则仅仅观察到“绝热剪切变形局域化”。这说明镁合金发生“绝热剪切”变形的倾向较小, “绝热剪切”敏感性较差。

ION 等^[11]指出, 镁合金易于发生动态再结晶主要是由于: 1) 镁合金滑移系较少, 位错易塞积, 很快达到发生再结晶所需要的位错密度; 2) 镁及镁合金层错能较低, 产生的扩展位错很难束集, 因而滑移和攀移很困难, 动态回复速度慢, 有利于再结晶的发生; 3) 镁合金的晶界扩散速度较高, 在亚晶界上堆积的位错能够被这些晶界吸收, 从而加速动态再结晶的过程。由此可知, 镁合金也如钛合金、钢铁等材料一样, 本实验证实了局域化区域的大量细小晶粒是动态再结晶所致。

3.3 变形机制分析

镁为密排六方晶体结构, 在常温下变形时通常有 3 种滑移系^[12-13], 即基面滑移系 $\{0002\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$, 柱面滑移系 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$, $\{11\bar{2}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和锥面滑移系

$\{10\bar{1}2\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$, 或 $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$ 。基面滑移系的临界分切应力较小, 能否启动主要看晶粒取向; 锥面滑移系和柱面滑移在室温滑移的临界分切应力远大于基面滑移的临界分切应力, 因此在一般情况下不易启动, 但在温度升高或基面滑移和孪生受抑制的条件下这些非基面滑移系能被激活。

除滑移外, 镁单晶体还有两种孪晶系^[12-13], 即拉伸孪晶系 $\{10\bar{1}2\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和压缩孪晶系 $\{10\bar{1}1\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 。孪晶的启动与其 c 轴方向所受应力状态密切相关。镁的轴比(c/a)为 1.624, 小于 $\sqrt{3}$, 拉伸孪晶 $\{10\bar{1}2\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 系只有在平行于 c 轴的方向存在拉力时才能启动; 压缩孪晶只有在平行于 c 轴的方向存在压力时才能形成, 而且压缩孪晶的启动应力要比拉伸孪晶大得多。对于镁多晶体而言, 塑性变形时孪晶将会有选择地出现在有利取向的晶粒中。

通常镁合金在挤压、轧制等塑性变形过程中易形成较强的(0002)基面织构^[14]。本合金的织构极图如图 10 所示, 沿 ED 方向具有较强的(0002)基面织构, 大部分晶粒的(0002)基面均平行于 ED 方向, 有少量晶粒以 $(10\bar{1}0)$ 棱柱面平行于 ED 方向, 其晶粒取向和 c 轴方向示意图如图 11 所示。当沿 ED 方向压缩时, c 轴受拉应力作用, 易于形成 $\{10\bar{1}2\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 拉伸孪晶, 而

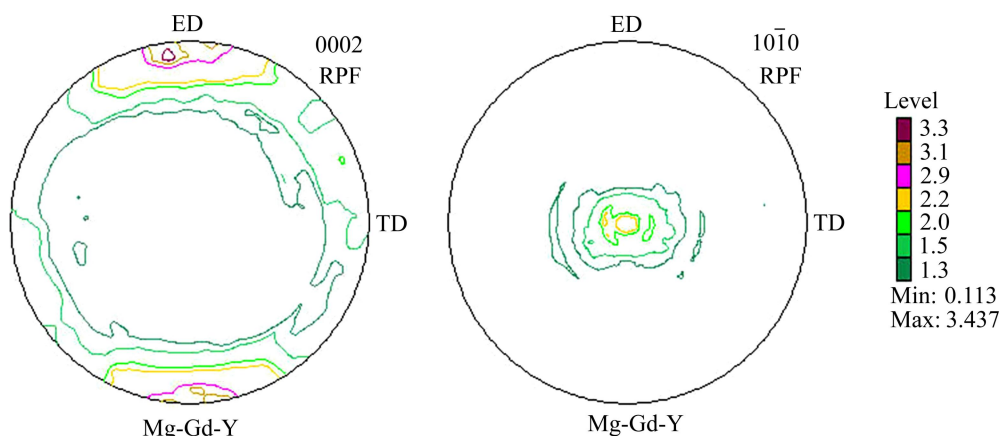


图 10 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金的 (0002) 基面极图

Fig. 10 (0002) pole figure of extruded Mg-Gd-Y alloy

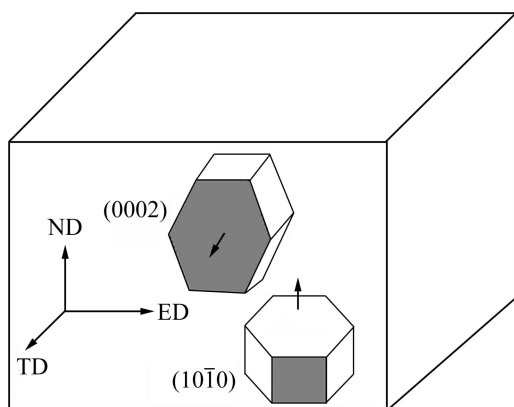


图 11 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金的晶粒取向和 c 轴方向示意图

Fig. 11 Directions of grains and c -axis of extruded Mg-Gd-Y alloy

大部分晶粒的基面和少部分晶粒的柱面与受力方向平行, 基面滑移系处于硬取向, 不能启动, 在压缩变形的第一阶段拉伸孪晶为压缩变形作出贡献^[15-17], 但是挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金晶粒度较小, 对孪晶的形成起到抑制的作用, 孪晶只能在特定的大晶粒中形成, 使得材料在低应力状态下发生连续屈服现象。随着变形的增大, 应力不断提高, 有利于形成拉伸孪晶的晶粒被消耗, 如图 7 所示, 孪晶数量较少, 使得大部分晶粒中的非基面滑移达到临界分切应力, 非基面滑移开始启动, 非基面滑移为压缩塑性变形的第二阶段作出贡献。由于非基面滑移不断启动, 位错发生堆积, 使得第二阶段前半段形变强化和应变速率强化效应显著, 曲线明显上扬。在第二阶段变形的后半段, 应力水平较高, 变形速率很快, 晶粒发生转动, 使硬化趋势下降。

当沿 TD 方向压缩时, 大部分晶粒的 c 轴平行于压缩方向, c 轴受到压应力, 易于形成 $\{10\bar{1}1\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 压缩孪晶, 少量晶粒的 c 轴垂直于压缩方向, c 轴受到拉应力, 易于形成 $\{10\bar{1}2\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 拉伸孪晶, 而基面滑移系处于硬取向, 所以在压缩变形的第一阶段时以形成压缩孪晶为主和形成少量拉伸孪晶的变形方式。随着变形的增大, 应力不断提高, 孪晶被消耗, 如图 8 所示, 非基面滑移参与变形, 发生正应变速率强化效应。当沿 ND 方向压缩时, 大部分晶粒的 c 轴垂直于压缩方向, c 轴受到拉应力, 易于形成 $\{10\bar{1}2\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 拉伸孪晶, 少量晶粒的 c 轴平行于压缩方向, c 轴受到压应力, 易于形成 $\{10\bar{1}1\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 压缩孪晶, 而基面滑移系处于硬取向, 所以在压缩变形的第一阶段时以形成拉伸孪晶为主和形成少量压缩孪晶的变形方式。随着变形的增大, 应力不断提高, 孪晶被消耗, 如图 9 所示, 非基面滑移启动, 发生正应变速率强化效应。

通过以上分析可知, 挤压态 Mg-Gd-Y 稀土镁合金在动态压缩载荷下的变形机制为孪生和滑移共同作用机制。第一阶段变形以孪生为主, 孪晶消耗后, 第二阶段变形以滑移为主。挤压态 Mg-Gd-Y 稀土镁合金在动态压缩载荷下的组织演变, 还需要下一步的实验来研究。

4 结论

1) 挤压态 Mg-Gd-Y 稀土镁合金沿 ED、TD、ND 3 个方向的动态压缩载荷下表现出连续屈服的变形特征, 随应变速率的提高, 具有正应变速率强化效应, 动态压缩力学性能无明显各向异性, ED 方向的动

态压缩性能略优于其他两个方向。

2) 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金在动态压缩载荷下的断口形貌呈韧脆混合的准解理断裂特征,对载荷方向不敏感。

3) 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金在动态压缩载荷下的变形方式为孪生和滑移共同作用机制,并伴随有动态再结晶现象。

REFERENCES

- [1] 刘正,王越,王中光,李峰,申志勇. 镁基轻质材料的研究与应用[J]. 材料研究学报, 2000, 14(5): 449-456.
LIU Zheng, WANG Yue, WANG Zhong-guang, LI Feng, SHEN Zhi-yong. Developing trends of research and application of magnesium alloys[J]. Chinese Journal of Material Research, 2000, 14(5): 449-456.
- [2] 陈力禾,赵慧杰,刘正,申志勇,聂义勇. 镁合金压铸及其在汽车工业中的应用[J]. 铸造, 1999(10): 45-50.
CHEN Li-he, ZHAO Hui-jie, LIU Zheng, SHEN Zhi-yong, NIE Yi-yong. Die casting of magnesium alloy and its application in automobile industry[J]. Foundry, 1999(10): 45-50.
- [3] 沈远香,张秀蓉,罗明文. 高性能稀土镁合金的研发现状及应用[J]. 四川兵工学报, 2008, 29(5): 114-116.
SHEN Yuan-xiang, ZHANG Xiu-rong, LUO Ming-wen. Research and application of advanced magnesium rare-earth alloys[J]. Journal of Sichuan Ordnance, 2008, 29(5): 114-116.
- [4] 吴玉娟,丁文江,彭立明,曾小勤,林栋樑. 高性能稀土镁合金的研究进展[J]. 中国材料进展, 2011, 30(2): 1-9.
WU Yu-juan, DING Wen-jiang, PENG Li-ming, ZENG Xiao-qin, LIN Dong-liang. Research progress of advanced magnesium rare-earth alloys[J]. Materials China, 2011, 30(2): 1-9.
- [5] 纪伟,范亚夫,陈捷,王军. 温度对 Mg-10Gd-2Y-0.5Zr 合金动态拉伸行为及断裂机理的影响[J]. 材料工程, 2009(10): 41-44.
JI Wei, FAN Ya-fu, CHEN Jie, WANG Jun. Effect of temperature on the dynamic tensile behavior and fracture mechanism of Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2009(10): 41-44.
- [6] 胡时胜. 霍普金森压杆技术[J]. 兵器材料科学与工程, 1991(11): 40-47.
HU Shi-sheng. Split Hopkinson pressure bar[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 1991(11): 40-47.
- [7] 黄海,黄维刚. AZ61 镁合金的动态力学性能与显微分析[J]. 材料工程, 2009(11): 51-54.
HUANG Hai, HUANG Wei-gang. Study on dynamic mechanical properties of magnesium alloy AZ61[J]. Journal of Materials Engineering, 2009(11): 51-54.
- [8] 刘天模,卢立伟,刘宇. 镁合金塑性变形与断裂行为的研究[EB/OL]. [2011-12-20]. <http://www.paper.edu.cn>.
LIU Tian-mo, LU Li-wei, LIU Yu. A study on the deformation and fracture behaviors of Mg alloy[EB/OL]. [2011-12-20]. <http://www.paper.edu.cn>.
- [9] EL-MAGAD E, ABOURIDOUANE M. Influence of strain rate and temperature on the flow behavior of magnesium alloy AZ80[J]. Materials Research and Advanced Techniques, 2001, 92(11): 1231-1235.
- [10] EL-MAGAD E, ABOURIDOUANE M. Characterization, modelling and simulation of deformation and fracture behavior of the light-weight wrought alloys under high strain rate loading[J]. International Journal of Impact Engineering, 2006, 32(5): 741-758.
- [11] ION S E, HUMPHREYS F J, WHITE S H. Dynamic recrystallization and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium[J]. Acta Metall, 1982, 30: 1909-1919.
- [12] 毛萍莉,刘正,王长义,金鑫,王峰,郭全英,孙晶. 高应变速率下 AZ31B 镁合金压缩变形组织[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(5): 817-820.
MAO Ping-li, LIU Zheng, WANG Chang-yi, JING Xin, WANG Feng, GUO Quan-ying, SUN Jing. Deformation microstructure of AZ31B magnesium alloy under high strain rate compression[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(5): 817-820.
- [13] SEAN R A, ÖZGÜR D. Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B[J]. International Journal of Plasticity, 2005, 21: 1161-1193.
- [14] 陈振华,夏伟军,程永奇,傅定发. 镁合金织构与各向异性[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(1): 1-11.
CHEN Zhen-hua, XIA Wei-jun, CHEN Yong-qi, FU Ding-fa. Texture and anisotropy in magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(1): 1-11.
- [15] LI B, JOSHI S, AZEVEDO K, MA E, RAMESH KT, FIGUEIRA EDO R B, LANGDON T G. Dynamic testing at high strain rate of an ultrafine-grained magnesium alloy processed by ECAP[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 517: 24-29.
- [16] WATANABE H, ISHIKAWA K. Effect of texture on high temperature deformation behavior at high strain rates in a Mg-3Al-1Zn alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 523: 304-311.
- [17] JIANG L, JONAS J J, MISHRA R K, LUO A A, SACHDEV A K, GODET S. Twinning and texture development in two Mg alloys subjected to loading along three different strain paths[J]. Acta Materialia, 2007, 55: 3899-3910.

(编辑 李艳红)