

## AZ31 镁合金挤压薄板织构及力学各向异性

余 琨, 芮守泰, 王日初, 彭超群, 薛新颖

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

**摘要:** 研究 AZ31 镁合金挤压薄板的显微组织、织构及室温下板面内各不同方向的力学性能。织构分析表明, 挤压薄板主要有  $\{0002\}\langle 10\bar{1}0\rangle$  和  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  2 种织构组分。拉伸测试结果显示, 沿挤压方向屈服强度最高, 达到 200.4 MPa, 这是由于这种取向基面滑移和  $\{10\bar{1}2\}$  锥面孪生均不能开动, 发生织构强化的结果; 与挤压方向呈  $45^\circ$  方向伸长率最高达 19.0%, 这是由于具有  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  织构组分晶粒的基面滑移开动; 与挤压方向呈  $90^\circ$  方向屈服强度最低仅为挤压方向相应值的一半左右, 这是由于具有  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  织构组分晶粒发生了  $\{10\bar{1}2\}$  锥面孪生。

**关键词:** AZ31 镁合金; 挤压; 织构; 力学各向异性

**中图分类号:** TG 146.2      **文献标识码:** A

## Texture and mechanical anisotropy of AZ31 extruded sheets

YU Kun, RUI Shou-tai, WANG Ri-chu, PENG Chao-qun, XUE Xin-ying

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The microstructure, texture and mechanical properties in different planar directions of the AZ31 magnesium alloy extruded sheets were investigated. There are two main texture components, that is  $\{0002\}\langle 10\bar{1}0\rangle$  and  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ , from texture analysis. The results from the tensile tests at room temperature are as follows: the basal slip as well as the  $\{10\bar{1}2\}$  pyramidal twinning is inhibited in extrusion direction under the tensile loads, which results in the highest yield strength (200.4 MPa); for the specimen in the direction  $45^\circ$  to the extrusion direction, the basal slip is activated in the grains with  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  texture component, which results in the highest elongation (19.0%); the yield strength in the direction  $90^\circ$  to the extrusion direction is only half of its counterpart along the extrusion direction because the  $\{10\bar{1}2\}$  pyramidal twinning is operated in the grains with  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  texture component.

**Key words:** AZ31 magnesium alloy; extrusion; texture; mechanical anisotropy

镁合金以其低密度和高比强的突出优点, 在汽车及航空工业等领域得到广泛应用<sup>[1]</sup>。但由于其密排六方(HCP)晶体结构, 在室温下仅具有 2 个独立的基面滑移系, 不能满足多晶体均匀变形所需至少 5 个独立滑移系的要求, 导致室温下塑性变形能力很差<sup>[2-3]</sup>。因此, 镁合金的塑性加工一般在高温下进行, 以激活非基面滑移。

在变形镁合金产品当中, 镁合金板材在各领域有广泛的应用前景, 但目前高质量的镁合金板材并不多。

镁合金板材通常采用轧制方法生产, 由于镁合金塑性变形能力差, 所以通常采用多道次、小压下量轧制, 并且要经过数次中间加热, 导致生产周期长, 成本太高, 与其它轻合金特别是铝合金相比没有太多竞争优势。近年来, 用挤压方法制备镁合金板材开展了较多研究<sup>[4-8]</sup>, 来提高板材的综合力学性能并降低成本。但目前国内外对挤压板材的研究主要在其后续轧制方面, 挤压板材厚度一般大于 10 mm, 对于挤压板材特别是挤压薄板本身的研究并不多。挤压板材织构及力

基金项目: 国家“十一五”科技支撑计划资助项目(2006BAE04B02-3)

收稿日期: 2008-04-15; 修订日期: 2008-07-25

通讯作者: 余 琨, 副教授, 博士; 电话: 0731-8879341; 传真: 0731-8876692; E-mail: kunyugroup@163.com

学各向异性对其后续轧制或拉深等二次塑性成形具有重要的影响,所以研究挤压板材的组织及力学各向异性具有重要的实用价值。目前国内外对这方面的研究很少<sup>[9-10]</sup>,本文作者研究镁合金挤压薄板的组织和室温下板面内各不同方向的力学性能,并从变形机制入手探讨了镁合金力学各向异性与组织之间的关系。

## 1 实验

实验板材为 AZ31 镁合金,成分为 Mg-3%Al-1%Zn-0.2%Mn,采用 800T 卧式挤压机挤压获得,铸锭加热温度 653 K,挤压比为 44.2,最终得到板材厚度 1.5 mm,宽度 96 mm。采用 Polyvar-MET 金相显微镜观察板材的显微组织结构。拉伸力学性能测试在 CSS44100 电子万能材料试验机上进行。在板面内,分别沿挤压方向(ED, extrusion direction);与挤压方向呈 45°方向;90°方向,即横向(TD, transverse direction)分别取样进行拉伸测试,如图 1 所示,试样分别简记为 ED, 45°, TD。拉伸试样标距部分尺寸为 10 mm×50 mm,拉伸速率为 2 mm/min。分别对板材的 3 个不同面即 TD-ED 面(简记为 ND 面),ND-TD 面(简记为 ED 面),ND-ED 面(简记为 TD 面)分别进行 X 射线衍射分析,X 射线衍射分析试样尺寸为 15 mm×15 mm×15 mm,由 10 块 15 mm×15 mm×1.5 mm 的线切割小块累积拼合而成(拼合时保证各小块取向一致),用 Harris 方法<sup>[11]</sup>从所得衍射谱分别做出板材板面法向(ND)、挤压方向(ED)和横向(TD)的反极图,再由反极图分析板材的组织。X 射线衍射仪型号为 D/max 2500 VB+,采用 Cu 靶  $K_{\alpha}$  衍射。

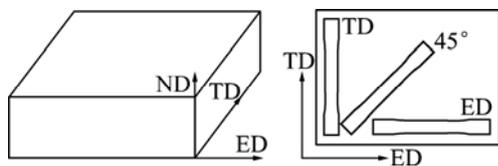


图 1 拉伸样品取样方向示意图

Fig.1 Schematic diagram of specimen orientations for tensile tests

## 2 实验结果

### 2.1 显微组织结构

图 2 所示为板材三维光学显微照片。从图中可见,板材晶粒由较细小的等轴动态再结晶晶粒组成,但晶

粒大小分布不是很均匀,平均晶粒尺寸约为 37  $\mu\text{m}$ 。图 3 所示为不同方向试样拉伸至 8%应变时的光学显

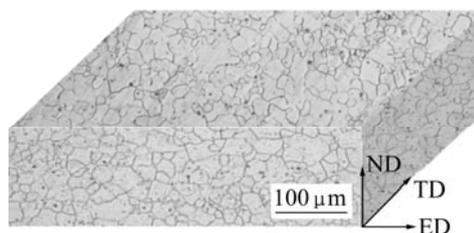


图 2 挤压板材三维光学显微照片

Fig.2 Optical micrograph of as-extruded AZ31 sheets

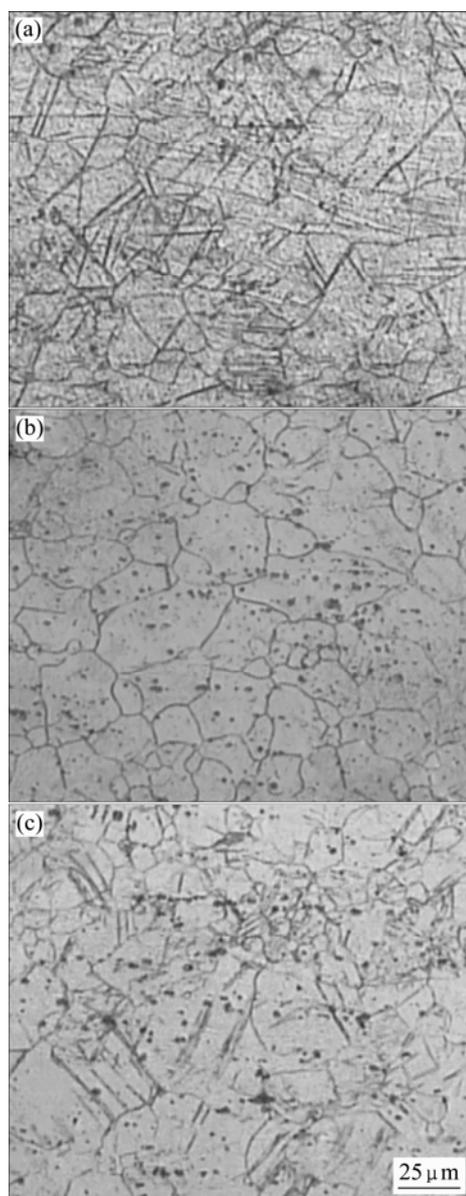


图 3 不同方向试样拉伸至 8%应变时的显微组织

Fig.3 Microstructures of different specimens during tensile tests to strain of 0.08: (a) ED specimen; (b) 45°specimen; (c) TD specimen

微照片。从图中可以观察到, ED 试样(图 3(a))和 TD 试样(图 3(c))中孪晶较多; 而 45°试样(图 3(b))中几乎没有孪晶生成, 与挤压态微观组织相比变化很小。

### 2.2 织构

图 4 所示为挤压薄板不同方向的反极图。分析图 4(a)可知, 板材内部晶粒取向可分为 2 组: 一组为 {0002} 基面平行于板面(ND 面), 记为 ND 组分; 另外一组为 {0002} 基面平行于 TD 面({10 $\bar{1}$ 0}柱面平行于板面), 记为 TD 组分。

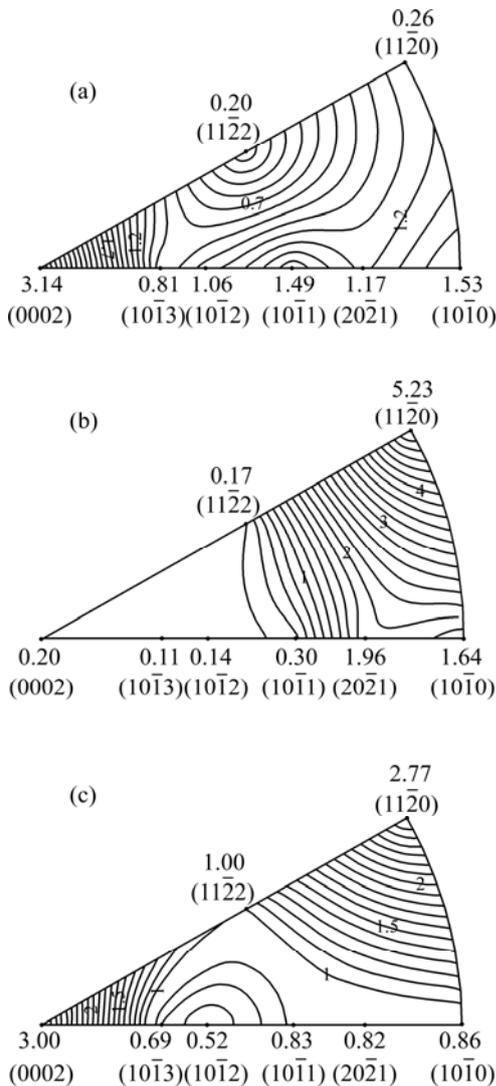


图 4 板材板面法向、挤压方向和横向的反极图  
Fig.4 Inverse pole figures of ND(a),ED(b), and TD(c)

图 5 所示为这两种织构组分相对于板材宏观坐标系的取向分布, 这与铸锭热轧之后的织构有很大差别, 铸锭热轧之后会形成单一的强基面织构, 即绝大多数晶粒的 {0002} 基面均平行于板面<sup>[12]</sup>。综合分析图 4 可以确定 ND 组分为 {0002}<10 $\bar{1}$ 0>, TD 组分为

{10 $\bar{1}$ 0}<11 $\bar{2}$ 0>, 其中 ND 组分占主导地位。图 4(a)表明, TD 组分晶粒基面法线朝 ND 方向约有 30°左右的偏转; 图 4(b)表明, ND 组分晶粒基面法线朝 ED 方向约有 15°左右的偏转。

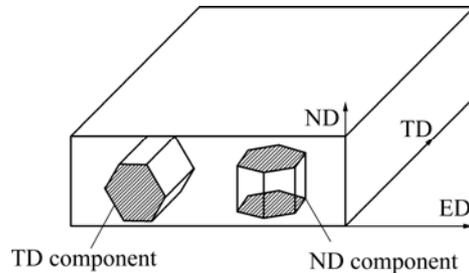


图 5 挤压板材内部晶粒取向分布示意图  
Fig.5 Schematic diagram relating TD and ND components to specimen coordinate system (Basal planes of two components are shown shaded.)

### 2.3 室温力学性能

图 6 所示为板面内各不同方向试样室温拉伸时典型的应力—应变曲线, 表 1 列出了相关的力学性能。由图 6 可见, 板面内力学各向异性明显, ED 试样拉伸屈服强度最高, 达 200.4 MPa, 而 45°试样和 TD 试样的屈服强度则分别只有 125.2 MPa 和 107.4 MPa;

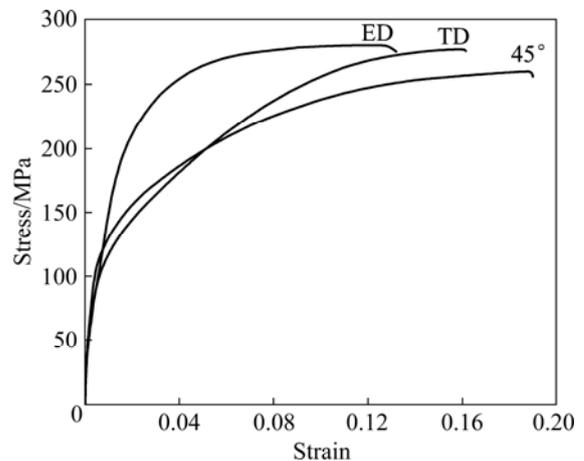


图 6 板面内不同方向典型的室温拉伸应力—应变曲线  
Fig.6 Typical stress—strain curves from tensile tests in different planar directions at room temperature

表 1 AZ31 挤压薄板挤压态的力学性能

Table 1 Mechanical properties of as-extruded AZ31 sheets			
Orientation	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%
ED	280.0	200.4	13.2
45°	258.0	125.2	19.0
TD	276.0	107.4	16.2

ED 试样和 TD 试样的极限抗拉强度差别不大, 均在 280 MPa 左右, 而 45°试样的极限抗拉强度略低, 为 258.0 MPa; 45°试样的断裂伸长率最高, 达 19.0%。

### 3 讨论

镁合金中可以开动的滑移系主要有以下 4 种: 即  $\{0002\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  基面滑移,  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  柱面滑移,  $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  和  $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  一阶锥面滑移,  $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$  二阶锥面滑移<sup>[13-14]</sup>。室温下, 非基面滑移(柱面、锥面)所需临界剪切应力(CRSS)比基面滑移大得多, 上述 4 种的 CRSS 比值约为 1:38:50:100<sup>[15]</sup>; 所需激活温度也呈递增趋势, 柱面滑移、一阶锥面滑移和二阶锥面滑移所需的激活温度分别为 450、623 和 573 K<sup>[16]</sup>。镁合金塑性变形除上述 4 种滑移模式之外, 还有 2 种重要的孪生模式: 即  $\{10\bar{1}2\}\langle \bar{1}011\rangle$  和  $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}\bar{2}\rangle$  锥面孪生。 $\{10\bar{1}2\}\langle \bar{1}011\rangle$  孪晶在  $c$  轴受拉应力作用(或垂直于  $c$  轴受压应力)作用时产生, 即所谓的“拉伸孪晶”,  $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}\bar{2}\rangle$  孪晶在  $c$  轴受压应力作用(或垂直于  $c$  轴受拉应力作用)时产生, 通常称之为“压缩孪晶”。 $\{10\bar{1}2\}$  孪生所需的 CRSS 仅为 2 MPa<sup>[16]</sup>, 是最常见的孪生模式;  $\{10\bar{1}1\}$  孪生所需的 CRSS 值相对较高, 约在 76~153 MPa 之间<sup>[16]</sup>, 所以只有在基面滑移和其它变形模式受到抑制时它才可能被激活。综上所述, 在室温下 AZ31 镁合金的主要变形模式为基面滑移和锥面孪生。

对于 ED 试样, 无论是 ND 组分还是 TD 组分,  $\{0002\}$  面法向与拉伸轴夹角均为 90°(见图 5), 基面滑移史密特因子为 0, 拉伸轴垂直于  $c$  轴,  $\{10\bar{1}2\}$  孪生也不能启动, 但这种取向有利于  $\{10\bar{1}1\}$  孪生, 所以 ED 试样在拉伸过程中出现了较多孪晶(见图 3(a))。但  $\{10\bar{1}1\}$  孪生所需 CRSS 值较高, 而且由于孪生切变量很小, 对合金塑性变形贡献不大, 所以 ED 试样的伸长率最低, 而屈服强度最高(见图 6 和表 1), 这是织构强化的结果。由表 1 可见, ED 试样屈服强度达到 200.4 MPa, 这除了织构强化之外, 还要考虑到“挤压效应”。

对于 45°试样, ND 组分基面滑移的史密特因子为 0, 但 TD 组分基面滑移的史密特因子为  $0.5(\cos 45^\circ \cdot \cos 45^\circ)$ , 基面滑移很容易开动, 导致 45°试样屈服强度较低, 极限抗拉强度也有所下降, 但伸长率最高。由于基面滑移开动, 45°试样拉伸至 8%应变时微观组织中几乎观察不到孪晶(见图 3(b))。

对于 TD 试样, ND 组分和 TD 组分基面滑移的史密特因子均为 0, 基面滑移不能开动; 但 TD 组分晶

粒  $c$  轴与拉伸轴平行, 此时  $\{10\bar{1}2\}$  孪生的史密特因子为  $0.498(\cos 43^\circ \cdot \cos 47^\circ)$ , 此种取向最有利于  $\{10\bar{1}2\}$  孪生。TD 试样屈服强度最低显然与  $\{10\bar{1}2\}$  孪生有关, 对于 AZ31 镁合金, 发生  $\{10\bar{1}2\}$  孪生时屈服强度仅为织构强化时(本实验中为 ED 试样)相应值的一半左右<sup>[17-19]</sup>, 与本实验研究结果一致。一般来讲, 发生  $\{10\bar{1}2\}$  孪生之后, 极限抗拉强度会较织构强化时有所提高, 伸长率会降低, 这是因为孪生之后增加的孪晶界会阻碍位错运动; 另外考虑到  $\{10\bar{1}2\}$  孪晶相对基体的 86°旋转作用, 晶体孪生部分对基面滑移来说依然处于“硬取向”<sup>[20]</sup>。但从图 6 可以发现, TD 试样与 ED 试样极限抗拉强度相当, 但伸长率反而较 ED 试样大。这可能是因为: 一是只有 TD 组分晶粒才能发生  $\{10\bar{1}2\}$  孪生, 孪晶数量有限; 二是前面织构分析已经表明 TD 组分晶粒的基面并不严格平行于 TD 面, 而是沿挤压方向有 30°左右的偏转, 偏转角度较大的一部分晶粒基面滑移开动, 导致伸长率升高。

### 4 结论

1) 挤压薄板主要有  $\{0002\}\langle 10\bar{1}0\rangle$  和  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  2 种织构组分。

2) 挤压薄板板面内力学各向异性明显, 沿挤压方向屈服强度最高达到 200.4 MPa, 是因为这种取向基面滑移和  $\{10\bar{1}2\}$  锥面孪生均不能开动, 是织构强化的结果; 与挤压方向呈 45°方向伸长率最高达 19.0%, 是因为具有  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  织构组分晶粒的基面滑移开动; 与挤压方向呈 90°方向屈服强度最低仅为挤压方向相应值的一半左右, 是由于具有  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  织构组分的晶粒发生了  $\{10\bar{1}2\}$  锥面孪生。

### REFERENCES

- [1] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium properties-applications-potential[J]. Mater Sci Eng A, 2001, A302(1): 37-45.
- [2] PRASAD T V R K, RAO K P. Effect of crystallographic texture on the kinetics of hot deformation of rolled Mg-3Al-1Zn alloy plate[J]. Mater Sci Eng A, 2006, A432(1/2): 170-177.
- [3] 余 琨, 黎文献, 王日初. 镁合金塑性变形机制[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(7): 1081-1086.  
YU Kun, LI Wen-xian, WANG Ri-chu. Plastic deformation mechanism of magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(7): 1081-1086.
- [4] HSIANG Su-hai, KUO Jer-liang. An investigation on the hot extrusion process of magnesium alloy sheet[J]. J Mater Process

- Tech, 2003, 140(1/3): 6–12.
- [5] KOHZU M, HIRONAKA T, NAKATSUKA S, SAITO N, YOSHIDA F, NAKA T, OKAHARA H, HIGASHI K. Effect of texture of AZ31 magnesium alloy sheet on mechanical properties and formability at high strain rate[J]. *Mater Trans*, 2007, 48(4): 764–768.
- [6] DEL VALLE J A, PEREZ-PRADO M T, RUANO O A. Texture evolution during large strain hot rolling of the Mg AZ61 alloy[J]. *Mater Sci Eng A*, 2003, A355(1/2): 68–78.
- [7] KOIKE J, OHYAMA R. Geometrical criterion for the activation of prismatic slip in AZ61 Mg alloy sheets deformed at room temperature[J]. *Acta Mater*, 2005, 53(7): 1963–1972.
- [8] 张青来, 王粒粒, 张士宏, 戴起勋, 王忠堂. AZ31 镁合金薄板的制备及其组织性能研究[J]. *金属热处理*, 2006, 31(9): 5–10. ZHANG Qing-lai, WANG Li-li, ZHANG Shi-hong, DAI Qi-xun, WANG Zhong-tang. Preparation of AZ31 Magnesium alloy sheet and its microstructure and property[J]. *Metal Heat Treatment*, 2006, 31(9): 5–10.
- [9] PEREZ-PRADO M T, RUANO O A. Texture evolution during annealing of magnesium AZ31 alloy[J]. *Scripta Mater*, 2002, 46(2): 149–155.
- [10] KLEINER S, UGGOWITZER P J. Mechanical anisotropy of extruded Mg-6%Al-1%Zn alloy[J]. *Mater Sci Eng A*, 2004, A379(1/2): 258–263.
- [11] HARRIS G B. Quantitative measurements of preferred orientation in rolled uranium bars[J]. *Phil Mag*, 1952, 43: 113–123.
- [12] WANG Y N, HUANG J C. Texture analysis in hexagonal materials[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2003, 81(1): 11–26.
- [13] STYCZYNSKI A, HARTIG C, BOHLEN J, LETZIG D. Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy[J]. *Scripta Mater*, 2004, 50(7): 943–947.
- [14] CAHN R W. Structure and properties of nonferrous alloys[M]. Beijing: Science Press, 1999: 123.
- [15] GEHRMAN R, FROMMERT M M, GOTTSTEIN G. Texture effects on plastic deformation of magnesium[J]. *Mater Sci Eng A*, 2005, A395(1/2): 338–349.
- [16] CHINO Y, KIMURA K, HAKAMADA M, MABUCHI M. Mechanical anisotropy due to twinning in an extruded AZ31 Mg alloy[J]. *Mater Sci Eng A*, 2008, A485(1/2): 311–317.
- [17] CHRISTIAN J W, MAHAJAN S. Deformation twinning[J]. *Pro Mater Sci*, 1995, 39(1/2): 1–157.
- [18] BARNETT M R. Twinning and the ductility of magnesium alloys Part I : “Tension” twins[J]. *Mater Sci Eng A*, 2007, A464(1/2): 1–7.
- [19] WANG Y N, HUANG J C. The role of twinning and untwinning in yielding behavior in hot- extruded Mg-Al-Zn alloy[J]. *Acta Mater*, 2007, 55(3): 897–905.
- [20] AGNEW S R, YOO M H. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y[J]. *Acta Mater*, 2001, 49(20): 4277–4289.

(编辑 陈爱华)