

文章编号:1672-9331(2021)04-0108-10

# 织构对挤压态 AZ80 和 AZ31 镁合金力学性能及各向异性的影响

邱 玮<sup>1,2,3</sup>, 周 兵<sup>1,2</sup>, 黄伟颖<sup>1,2</sup>, 陈 荐<sup>1,2</sup>, 彭 林<sup>3,4</sup>

(1. 长沙理工大学 能源与动力工程学院, 湖南 长沙 410114; 2. 长沙理工大学 能源高效清洁利用湖南省高校重点实验室, 湖南 长沙 410114; 3. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016; 4. 采埃孚商用车系统有限公司, 山东 青岛 266510)

**摘 要:** 为研究微观组织对镁合金力学性能及各向异性的影响, 通过拉伸试验、电子背散射衍射 (electron back scattered diffraction, EBSD) 技术研究挤压态 AZ80, AZ31 镁合金。结果表明: 经过热挤压后, 铸态 AZ80, AZ31 镁合金呈现的主要织构组分分别为  $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$ 、 $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$  和  $\{11-20\} \langle 0001 \rangle$ 。由于织构不同和孪晶的作用, 室温下这两种镁合金在拉伸荷载作用下呈现出不同的力学性能及各向异性的特征。且由于  $\beta$  相含量的差异, 与 AZ31 镁合金相比, AZ80 镁合金呈现出更高的强度和更小的延伸率。

**关键词:** 镁合金; AZ80; AZ31; 织构; 力学性能; EBSD

**中图分类号:** TG146.2

**文献标志码:** A

## Effect of texture on mechanical properties and anisotropy of extruded AZ80 and AZ31 Mg alloys

QIU Wei,<sup>1,2,3</sup> ZHOU Bing<sup>1,2</sup>, HUANG Wei-yin<sup>1,2</sup>, CHEN Jian<sup>1,2</sup>, PENG Lin<sup>3,4</sup>

(1. School of Energy and Power Engineering, Changsha University of Science & Technology, Changsha 410114, China; 2. Key Laboratory of Efficient and Clean Energy Utilization, Colleges of Hunan Province, Changsha University of Science & Technology, Changsha 410114, China; 3. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 4. ZF Commercial Vehicle Systems Co., Ltd., Qingdao 266510, China)

**Abstract:** In order to study the effect of microstructure on mechanical properties and anisotropy of Mg alloys, the extruded AZ80 and AZ31 Mg alloys were studied by tensile test and electron back scattered diffraction (EBSD) technology. The results show that the main texture components of as-cast AZ80 and AZ31 Mg alloys after hot extrusion are  $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$ ,  $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$  and  $\{11-20\} \langle 0001 \rangle$  respectively. Due to different textures and twins, the two alloys exhibit different mechanical properties and anisotropy characteristics under tensile loading at room temperature. Compared with AZ31 Mg alloy, AZ80 Mg alloy exhibits higher strength and lower elongation due to the difference of  $\beta$ -phase contents.

**Key words:** Mg alloy; AZ80; AZ31; texture; mechanical property; EBSD

收稿日期: 2021-03-29

**基金项目:** 国家自然科学基金资助项目 (52171099, 52105140, 51301025); 湖南省自然科学基金资助项目 (2021JJ40583); 长沙市自然科学基金资助项目 (kq2014096); 长沙理工大学能源高效清洁利用湖南省高校重点实验室开放基金资助项目 (2018NGQ004)

**通讯作者:** 邱 玮 (1979—), 男, 副教授, 主要从事新能源材料, 轻金属的力学性能、变形行为及微观结构演化方面的研究。E-mail: yekyk2009@126.com

镁合金是目前使用的密度最低的结构金属材料,被视为 21 世纪最具开发和应用潜力的“绿色轻质结构材料”<sup>[1]</sup>,在汽车、交通、电子、电器、航天航空和国防军事领域具有极大的应用价值和广阔的应用前景。研究表明,交通工具自身重量每减少 10%,燃料的消耗率就会减少 7%<sup>[2]</sup>,交通工具的减重能有效减少能耗。因而轻质材料在航天和汽车领域有着巨大的应用需求。低密度、高比强度的镁合金引起了广大研究者的关注<sup>[3]</sup>。与铸态镁合金相比,变形镁合金具有更高的强度和更好的延性,因此具有更大的发展潜力。然而,由于镁合金具有密排六方结构(hexagonal close-packed, HCP),易在热变形过程中形成织构,而变形织构会影响镁合金的力学性能并使其展现出较强的各向异性,因此镁合金室温成型性较差,其广泛的应用也受到限制<sup>[4]</sup>。

晶体织构是金属材料在铸造、加工、变形、焊接以及热处理过程中发生的晶粒沿特定方向有序排列的现象,也被称为择优取向<sup>[5]</sup>。由于镁合金滑移系较少,且变形时易产生孪晶,其变形织构与其他立方金属也有所不同。镁合金的织构组分对其组织结构、塑性变形行为及力学性能有较大的影响,这引起了研究者的广泛关注,并对此开展了一系列的研究。MGJA 等<sup>[6]</sup>研究了 Mg-Zn-Gd 合金被挤压后的再结晶组织及织构演化;LI 等<sup>[7]</sup>研究了 Mg-5Li-3Al-2Zn 合金的热变形过程,发现该合金在变形时发生非连续动态再结晶,并形成了<0001>//CD 织构;HUANG 等<sup>[8]</sup>研究了轧制后的 AZ31 镁合金,发现在  $D_R$ - $D_N$  面上,与  $D_R$  成  $10^\circ$  的试样展现出了最好的综合力学性能。

研究者们发现,镁合金在变形时织构的演变受到不同因素的影响。首先,由不同的变形方式,如挤压、等通道转角挤压(equal-channel angular pressing, ECAP)、轧制、锻造等加工的镁合金呈现出不同的变形织构。WU 等<sup>[9]</sup>研究发现在挤压态 Mg-1Gd 合金中形成了丝织构;YANG 等<sup>[10]</sup>研究发现在 ECAP 处理后的 Mg-Y 合金中形成了基面织构;WANG 等<sup>[11]</sup>研究发现在热轧的 Mg-2.5Nd-0.5Zn-0.5Zr 合金中形成了双峰织构;而 CUI 等<sup>[12]</sup>在最新的研究中发现 ZK60 合金在锻造后出现了四峰织构。其次,镁中的合金元素也会

影响织构的形成和强度,不同合金元素如 Al, Y 的加入会强化或弱化合金织构<sup>[13-14]</sup>。此外,研究者们还发现,变形参数、析出相及热处理等也会影响变形镁合金中织构的形成<sup>[15-17]</sup>。近年来的研究表明:通过控制织构来硬化或软合金可以提升镁合金的力学性能。因此,对镁合金织构的研究越来越受到重视。同时,织构分析也被证明是研究微观组织演化和力学性能各向异性的有效手段<sup>[18-21]</sup>。关于织构对镁合金力学性能各向异性的影响,研究者们也开展了相关的研究。但 AZ 系镁合金力学性能各向异性的特征并不一致,相关机制有待澄清,不同 Al 含量对镁合金力学性能各向异性影响的相关报道也较少<sup>[22-24]</sup>。AZ80 和 AZ31 镁合金是典型的 Al 含量不同的 AZ 系列变形镁合金,在工程上应用较广泛。本研究采用相同的冶炼和挤压工艺,制备不同 Al 含量的 AZ80 和 AZ31 镁合金,利用电子背散射衍射(electron back scattered diffraction, EBSD)技术研究织构对这两种镁合金力学性能及各向异性的影响。

## 1 试验材料及方法

本研究所用 AZ80 和 AZ31 镁合金的化学成分见表 1。使用 25 kg 的真空感应炉熔炼镁合金,所用材料为工业纯镁、纯铝、纯锌及铝锰中间合金。

表 1 AZ80 和 AZ31 镁合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ80 and

试样	AZ31 Mg alloys			%
	$w$ (Mg)	$w$ (Al)	$w$ (Zn)	
AZ80 镁合金	91	8	0.8	0.2
AZ31 镁合金	96	3	0.8	0.2

试验方法:将真空感应炉预抽真空后通入氩气进行保护,在镁合金熔化后,在温度为 973 K 时添加铝锰中间合金,待熔液充分混合后,在温度为 983 K 时浇注钢模。在镁合金挤压前对所有铸锭进行均匀化处理,处理温度为 653 K,时间为 10 h;然后在温度为 653 K 下,将镁合金挤压成 100 mm × 18 mm 的挤压板,挤压比为 3。采用线切割方法从挤压板中切取拉伸试样和 EBSD 试样,取样方式如图 1 所示。在 MTS 858 Mini Bionix 型试

验机上进行常温拉伸试验。用 600<sup>#</sup>, 1 000<sup>#</sup>, 2 000<sup>#</sup> 水磨砂纸对金相观察样品进行机械预磨, 然后用 1  $\mu\text{m}$  或 0.5  $\mu\text{m}$  金刚石研磨膏对其进行抛光, 随后进行浸蚀, 所用浸蚀剂为苦味酸+醋酸+水+酒精, 各成分的质量比为 1:10:10:50, 浸蚀时间为 30 s。浸蚀后用酒精冲洗, 并用吹风机冷风快速吹干。金相观察采用 XL30 FEG 环境扫描电子显微镜, 加速电压为 10~25 kV。采用 X 射线衍射分析相的组成, 定性获取样品的晶体取向分布信息, 测试前用 600<sup>#</sup>, 1 000<sup>#</sup> SiC 水砂纸仔细磨光待分析面, 衍射仪型号为 Rigaku D/max-rA, 采用 CuK $\alpha$  辐射, 管电压为 50 kV, 管电流为 100 mA, 扫描步进为 0.02°, 扫描范围为 20°~85°。织构测量是用 channel 5 EBSD 附件在 SUPRA 35 扫描电镜上完成的, 加速电压为 20 kV。

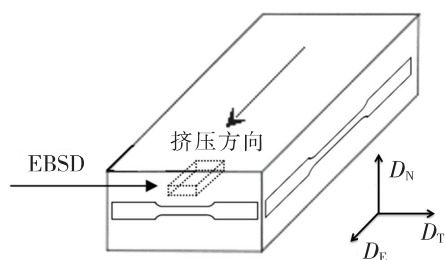


图1 拉伸试样、EBSD 试样取样示意图

Fig. 1 Sampling schematic diagram of tensile specimen and EBSD specimen

## 2 试验结果

### 2.1 X 射线衍射结果分析

图 2~3 所示为挤压态 AZ80 和 AZ31 镁合金不同面上的 X 射线衍射 (X-ray diffraction, XRD) 图谱, 其中  $D_E$  为挤压方向,  $D_T$  为横向,  $D_N$  为法向,  $D_E, D_T, D_N$  面分别为与对应方向垂直的面 (如图 1 所示)。由图 2 可知, 在热挤压后 AZ80 镁合金  $D_N$  面上 XRD 的最强峰为  $\{0002\}$ , 次强峰为  $\{0004\}$ , 第三强峰为  $\{10-11\}$ ;  $D_E$  面上 XRD 的最强峰为  $\{10-10\}$ , 次强峰为  $\{10-11\}$ , 第三强峰为  $\{0002\}$ ;  $D_T$  面上 XRD 的最强峰为  $\{10-11\}$ , 次强峰为  $\{10-10\}$ , 第三强峰为  $\{0002\}$ 。由图 3 可知, 在热挤压后 AZ31 镁合金  $D_N$  面上 XRD 的最强峰为晶面  $\{10-13\}$ , 次强峰为晶面  $\{0002\}$ , 第三强峰为  $\{11-20\}$ ;  $D_E$  面上 XRD 的最强峰为  $\{10-10\}$ ,

次强峰为  $\{10-11\}$ , 第三强峰为  $\{11-20\}$ , 基面  $\{0002\}$  的峰值很低;  $D_T$  面上 XRD 的最强峰为  $\{10-11\}$ , 次强峰为  $\{10-10\}$ , 第三强峰为  $\{0002\}$ 。将这两种镁合金挤压后, 镁合金的晶粒发生择优取向并形成织构, 尽管挤压参数相同, 但这两种镁合金形成的变形织构却有所不同。AZ80 镁合金的  $\{0002\}$  晶面在  $D_N$  面上形成择优取向, 而 AZ31 镁合金的  $\{0002\}$  晶面与  $D_N$  面成一定角度。这两种镁合金的  $\{10-10\}$  晶面和  $\{10-11\}$  晶面在  $D_E$  和  $D_T$  面上均有较强的衍射峰, 说明很多晶粒的  $\{10-10\}$  晶面和  $\{10-11\}$  晶面的取向与挤压板  $D_E$  和  $D_T$  面接近平行。镁合金的择优取向会影响其力学性能, 因此, 需要通过 EBSD 对织构进行进一步研究。

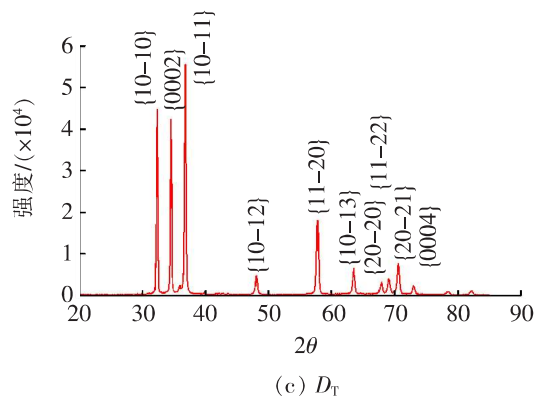
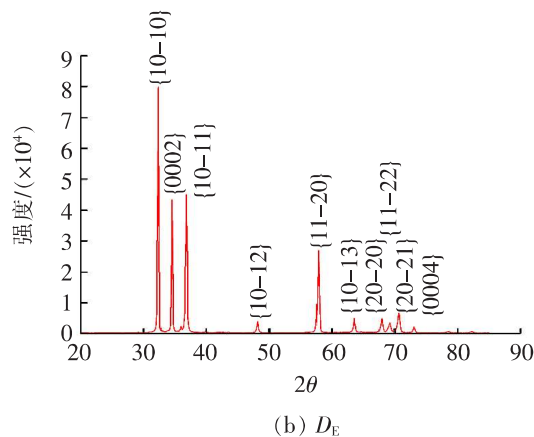
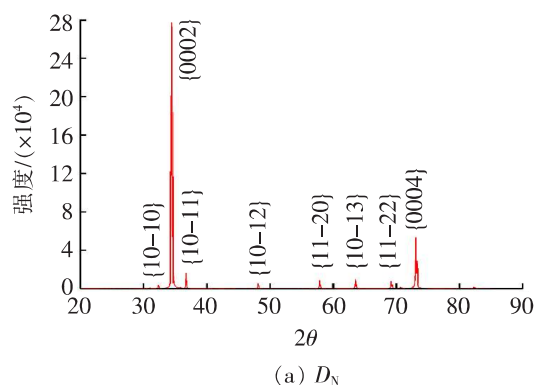


图2 AZ80 镁合金挤压态 XRD 图谱

Fig. 2 XRD patterns of extruded AZ80 Mg alloy

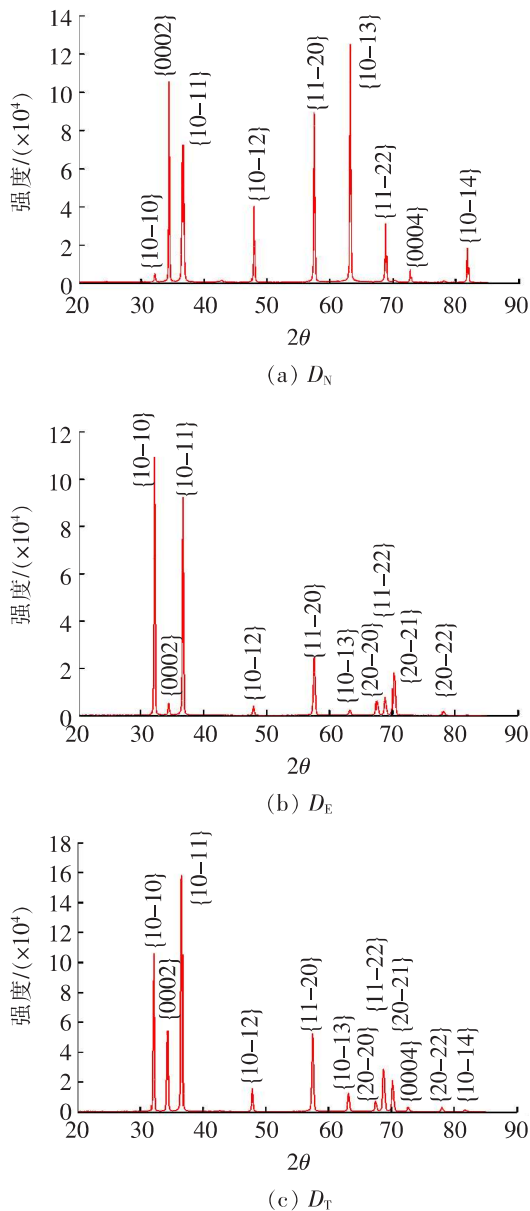


图 3 AZ31 镁合金挤压态 XRD 图谱

Fig. 3 XRD patterns of extruded AZ31 Mg alloy

## 2.2 微观组织与 EBSD 取向分析

本研究通过 XRD 分析测定了镁合金 3 个方向上晶粒的取向分布,初步确定了挤压态 AZ80 和 AZ31 镁合金内存在的单个晶面的择优取向(织构),但并未准确确定织构组分,而后通过 EBSD 分析准确测定了挤压态镁合金组织内存在的织构。图 4 所示为 AZ80 和 AZ31 镁合金的微观组织形貌及 EBSD 取向。这两种镁合金均为等轴状晶粒组织, AZ80 镁合金的平均晶粒尺寸约为  $50\ \mu\text{m}$ ,合金中存在大量的  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相( $\beta$ 相),大部分  $\beta$ 相在晶界析出,只有少量  $\beta$ 相位于晶粒内部。AZ31 镁合金的平均晶粒尺寸约为  $40\ \mu\text{m}$ ,只有少量晶粒大于  $100\ \mu\text{m}$  或小于  $10\ \mu\text{m}$ 。在晶界和晶内有少量块状第二相,由 EDX 分析可知其为含 Al 和 Mn 元素的相。AZ80 镁合金的等轴晶粒

比 AZ31 镁合金的更均匀。从图 4 可以清楚地看到,在这两种镁合金中均发生了动态再结晶,图中的每一种颜色代表一种晶粒的晶体取向,不同颜色表示不同的晶体取向,颜色相近的晶粒具有相近的晶体取向。

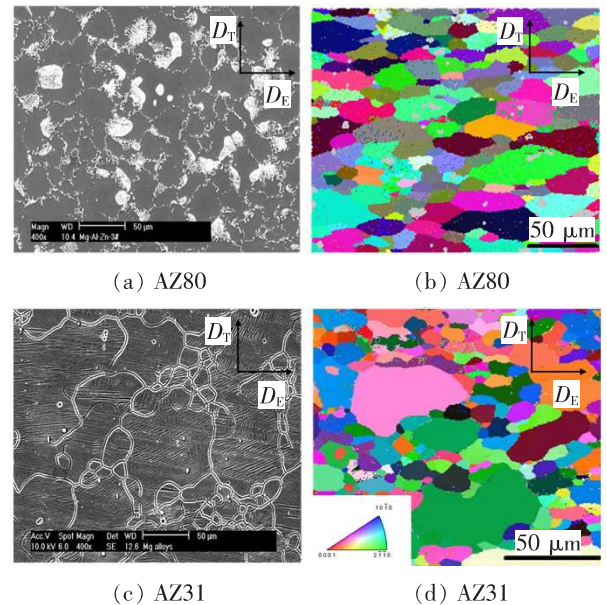
图 4 镁合金  $D_N$  面微观组织形貌及 EBSD 取向Fig. 4 Microstructure morphology and EBSD orientation of  $D_N$  surface of Mg alloys

图 5 为挤压态 AZ80 镁合金基面  $\{0002\}$ 、柱面  $\{10-10\}$ 、锥面  $\{10-11\}$  的极图与反极图。从图 5 可以看出,挤压态 AZ80 镁合金大部分晶粒的  $\{0002\}$  面与  $D_N$  面平行或接近平行, WAN 等<sup>[25]</sup>在退火后的 AZ31 镁合金中观察到了相似的织构。晶粒的基面法线与挤压板  $D_N$  方向成一定夹角,在  $D_E$  方向上,夹角的分布范围较小,约为  $0\sim 15^\circ$ ;而在  $D_T$  方向上,夹角的分布范围较大,约为  $0\sim 45^\circ$ 。这一点与 XRD 的分析结果一致,即  $\{10-10\}$  晶面平行或接近平行于挤压板  $D_E$  面的晶粒要多于平行或接近平行于挤压板  $D_T$  面的晶粒。

图 6 为挤压态 AZ31 镁合金基面  $\{0002\}$ 、柱面  $\{10-10\}$ 、锥面  $\{10-11\}$  的极图及反极图。从图 6 可以看出,除了出现基面织构组分外,还存在柱面的择优取向。组成主要织构组分的晶粒的取向沿  $D_E$  方向的分布范围较小,为  $0\sim 15^\circ$ ;而沿  $D_T$  方向的分布范围较大,为  $60^\circ\sim 90^\circ$ 。即在  $D_T$  方向上基面与  $D_T$  方向成一定角度的晶粒要多于在  $D_E$  方向上基面与  $D_E$  方向成一定角度的晶粒。这与 XRD 的分析结果一致,即以基面法线为轴、向  $D_T$



方向倾转的晶粒多于以基面法线为轴、向  $D_E$  方向倾转的晶粒。这两种镁合金在  $D_E$  及  $D_T$  方向上

的取向差异主要是由镁合金在挤压时沿  $D_E$  方向和  $D_T$  方向变形量的不同引起的。

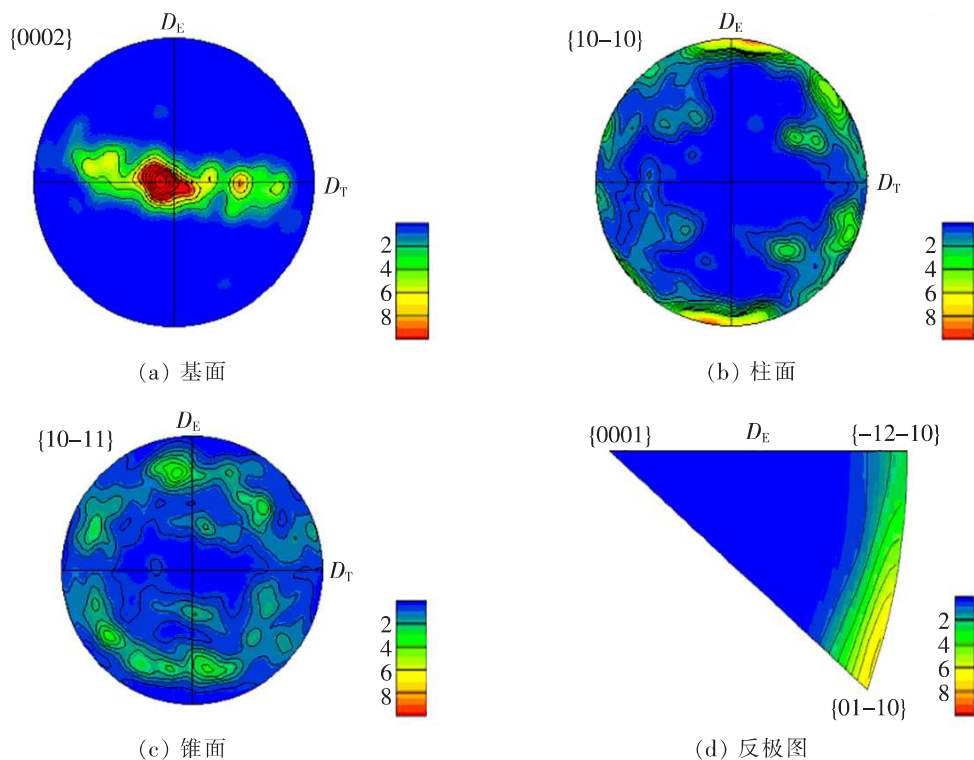


图5 挤压态 AZ80 镁合金的极图与反极图

Fig. 5 Polar and inverse polar images of extruded AZ80 Mg alloy

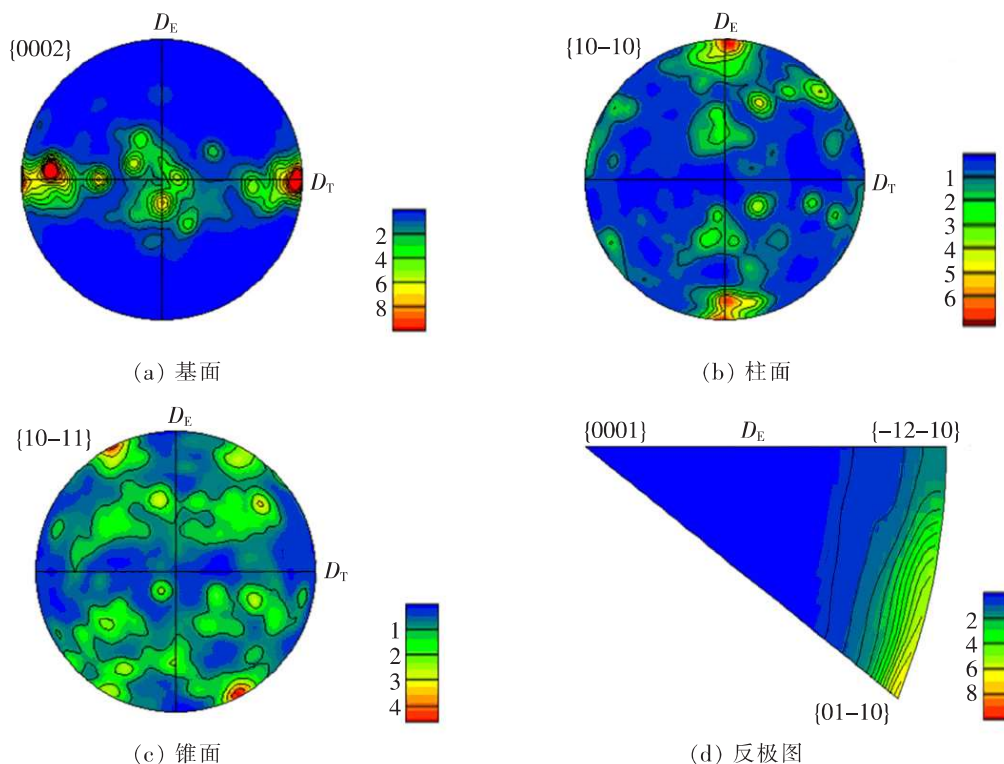


图6 挤压态 AZ31 镁合金的极图和反极图

Fig. 6 Polar and inverse polar images of extruded AZ31 Mg alloy

图7所示为 AZ80 和 AZ31 镁合金的取向差。从图7可以看出,这两种镁合金晶粒择优取向的分布差有所不同。挤压后这两种镁合金中的晶界

主要为大角晶界,但 AZ31 镁合金中小角晶界的比例略高,这是由于在变形时 AZ31 镁合金中的再结晶晶粒尚未完全长大,晶界也未来得及由小角晶

界转为大角晶界,如图 4(c)和 4(d)所示。此外,这两种镁合金均在  $86^\circ$  处有很强的峰值,此处对应  $\{10-12\}$  拉伸孪晶<sup>[9]</sup>。AZ80 镁合金的峰值更高,说明挤压后该镁合金中拉伸孪晶所占的比例大于 AZ31 镁合金中拉伸孪晶所占的比例。

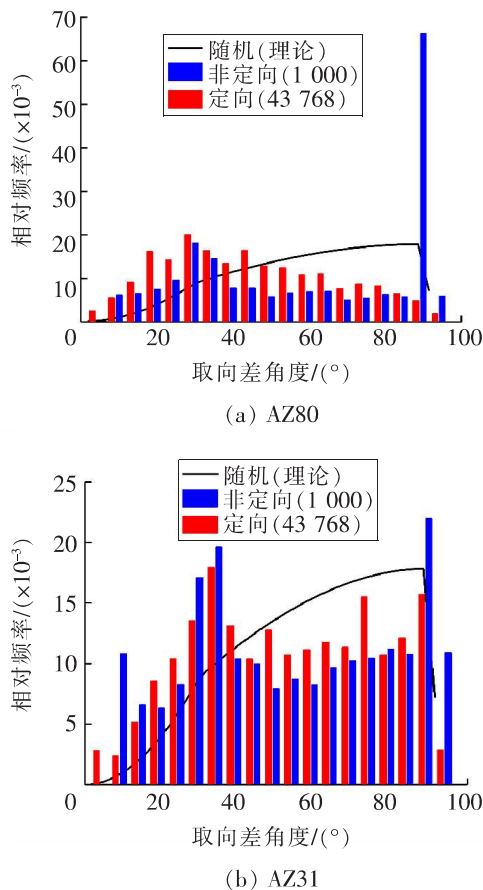


图 7 镁合金的取向差

Fig. 7 Orientation difference of Mg alloys

### 2.3 织构对镁合金力学性能的影响

为了分析织构对 AZ80 和 AZ31 镁合金力学性能的影响,按照图 1 所示在这两种镁合金的挤压板上进行线切割加工和试样拉伸,并对试样进行力学性能测试。图 8 所示为室温下对 AZ80 和 AZ31 镁合金进行拉伸后得到的工程应力—应变曲线,表 2 所示为对这两种镁合金不同取向的样品进行拉伸后得到的力学性能数据。由图 8 和表 2 可知,挤压态 AZ80 和 AZ31 镁合金均展现出明显的力学性能各向异性的特点。AZ80 镁合金  $D_E$  方向上的屈服强度和抗拉强度均大于其  $D_T$  方向上的,同时  $D_E$  方向上的延伸率也大于其  $D_T$  方向上的,这说明  $D_E$  方向较  $D_T$  方向具有更好的力学性能;而 AZ31 镁合金  $D_E$  方向上的屈服强度和抗拉强度都大于其  $D_T$  方向上的,特别是屈服强度,但  $D_T$  方向上的延伸率显著大于其  $D_E$  方向上的。

这两种镁合金强度上各向异性的变化规律一致,但在延伸率上却呈现出不同的变化规律,这与它们在热挤压过程中形成不同的织构有关。综上所述,AZ80 镁合金比 AZ31 镁合金具有更高的强度和更低的塑性。

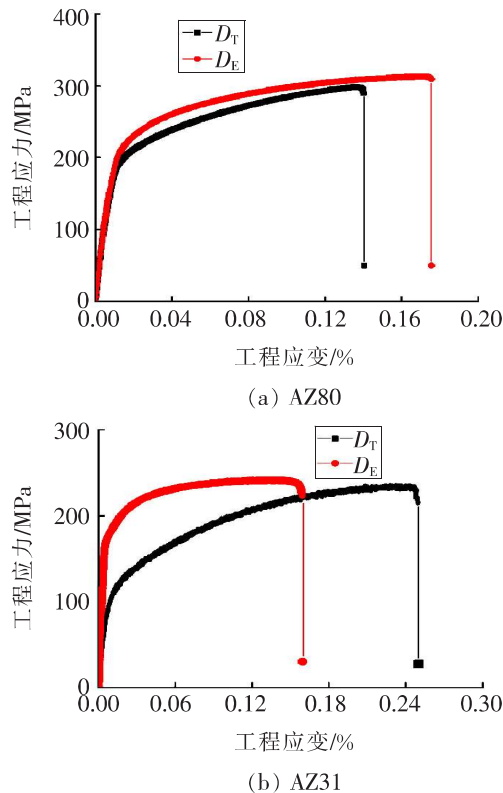


图 8 AZ80 和 AZ31 镁合金不同方向上单向拉伸试验工程应力—应变曲线

Fig. 8 Engineering stress-strain curves of uniaxial tension experiments of AZ80 and AZ31 Mg alloys in different directions

表 2 AZ80 及 AZ31 镁合金不同方向上的力学性能

Table 2 Mechanical properties of AZ80 and AZ31 alloys in different directions

镁合金	方向	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%
AZ80	$D_E$	184	312	14.8
	$D_T$	172	302	13.6
AZ31	$D_E$	169	244	17.6
	$D_T$	101	236	25.2

### 3 分析讨论

镁合金的位错滑移、孪生和动态再结晶等变形行为受镁合金化学成分、应变速率和变形温度的影响,这些变形行为反过来又会影响镁合金的组织,如晶粒尺寸、析出相和织构。通过 EBSD 分

析发现, AZ80 镁合金的主要织构组分为 $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$ , 而 AZ31 镁合金的主要织构组分为 $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$ 和 $\{11-20\} \langle 0001 \rangle$ 。从图 5~6 中的极图和反极图可以看出, 在相同挤压参数下, AZ80 和 AZ31 镁合金的晶体织构存在明显差异, 这会影响镁合金的微观组织、织构演变和力学性能<sup>[26]</sup>。在本研究中, 采用相同的工艺对 AZ80 和 AZ31 镁合金进行冶炼和挤压, 只是镁合金中的 Al 含量有所不同。由图 4 可知, 合金中 Al 含量的不同使得  $\beta$  相含量有所不同。因此,  $\beta$  相的存在是导致 AZ80 和 AZ31 镁合金具有不同织构的主要原因, 其他研究者也得出了相同的结论<sup>[27-28]</sup>。

在热挤压时, 较高的温度降低了镁合金晶界的强度。因此在挤压变形过程中, 在外力作用下镁合金的晶粒发生了转动。同时, 晶体内的多个滑移系和孪晶在高温下开始启动, 不同滑移系上的位错同时运动, 且晶粒中的孪晶不断增加, 位错的运动和孪晶的协调进一步促进了晶粒的转动。由于基面滑移的临界剪应力最低, 在外力作用下最易启动, 且晶粒的转动往往使基面滑移系转向最易启动的方向, 这两方面相互促进最终导致大部分晶粒的基面平行于变形方向, 即挤压方向。而镁合金在挤压时沿  $D_E$  方向没有约束, 因此大部分变形量集中在  $D_E$  方向上, 镁合金晶粒发生较大范围的转动, 使得大部分晶粒的基面与  $D_E$  方向平行或接近平行。 $D_T$  方向上由于受到挤压模具的约束, 变形量较小, 晶粒转动的幅度也较小, 而原始晶粒晶向的分布是任意的, 所以在  $D_T$  方向上, 晶粒的基面与  $D_N$  面夹角的分布范围很大。在挤压或轧制过程中, 不同的加工工艺及影响织构形成的各种因素使得在镁合金中形成的织构有所差别, 其力学性能的表现也往往不同。DONG 等<sup>[29]</sup>对加入 Li 的 AZ31 镁合金进行挤压, 热处理后镁合金  $D_E$  方向上的强度大于  $D_T$  方向上的, 而塑性比  $D_T$  方向上的差; 在 WANG 等<sup>[30]</sup>的报道中, 挤压态 ZK61 镁合金也展现出各向异性的特征, 其  $D_T$  方向上的抗拉强度及延伸率均优于  $D_E$  方向上的, 但  $D_E$  方向上的屈服强度更高; ZHANG 等<sup>[31]</sup>研究发现等通道转角挤压态 AZ91 镁合金  $D_T$  方向的强度均大于  $D_E$  方向上的, 而  $D_E$  方向上的塑性更好。在本研究中, AZ80 镁合金  $D_E$  方向上的强度与塑性均优于  $D_T$  方向上的, 而 AZ31

镁合金的性能及各向异性情况均与 DONG 等<sup>[29]</sup>的研究结果一致。综上所述, 在对镁合金进行变形加工时, 不同的变形方式和加工工艺可得到不同的变形织构, 而变形织构又使得镁合金不同方向上的力学性能表现出各向异性的特点。

镁合金在常温下发生变形时, 最易启动的滑移系是基面 $\{0002\}$ 上的滑移系, 而柱面 $\{10-10\}$ 和锥面 $\{10-11\}$ 上滑移系的启动需要较大的应力。根据前文织构的测定结果可知, 挤压态 AZ80 镁合金大部分晶粒的基面与  $D_N$  面平行或接近平行, 但在  $D_E$  方向上, 基面与  $D_N$  面夹角的分布范围较小, 为  $0 \sim 15^\circ$ ; 而在  $D_T$  方向上, 夹角的分布范围较大, 为  $0 \sim 45^\circ$ , 有相当一部分晶粒的基面与  $D_T$  方向的夹角为  $45^\circ$  左右。根据 Schmid 定律, 当沿  $D_T$  方向拉伸试样时, 只需要较小的力就可以启动一大部分晶粒的基面滑移系; 而沿  $D_E$  方向拉伸试样时, 较大的力也只能启动一小部分晶粒的基面滑移系。当镁合金晶体内的滑移系开始启动时, 镁合金屈服。因此, 挤压态 AZ80 镁合金  $D_E$  方向的屈服强度要高于  $D_T$  方向的屈服强度。随着变形量的增大, 应力逐渐增大, 基面的滑移系已不能满足变形的持续进行, 这时柱面和锥面上的滑移系在较大应力作用下开始启动。从图 5(b)可知, 柱面 $\{10-10\}$ 有一个面分别与  $D_E$  方向和  $D_T$  方向垂直或平行, 而另外两个柱面与  $D_E$  方向和  $D_T$  方向的夹角分别为  $30^\circ$  或  $60^\circ$ 。根据 Schmid 定律, 滑移面与应力方向的夹角为  $45^\circ$  时, 滑移系启动所需的应力最小, 因此沿  $D_E$  和  $D_T$  方向拉伸试样时, 柱面上的滑移系对两个方向上的变形的影响是一样的, 即柱面上的滑移系对  $D_T$ ,  $D_E$  方向上的性能差异影响很小。但是分析图 5(c)可以发现, 大部分锥面与  $D_E$  方向的夹角为  $45^\circ$ , 而与  $D_T$  方向平行或接近平行。因此沿  $D_E$  方向拉伸试样时, 锥面的滑移系最易启动, 而沿  $D_T$  方向拉伸试样时, 则很难启动。沿  $D_E$  方向拉伸挤压态 AZ80 镁合金时, 锥面上滑移系的启动使 AZ80 镁合金的变形得以继续进行, 因此 AZ80 镁合金沿  $D_E$  方向的强度和延伸率较大。由图 7(a)可知, AZ80 镁合金中出现了大量的拉伸孪晶, 其与基体的取向关系为  $86^\circ$ , 孪晶的出现会改变部分晶粒的取向<sup>[32]</sup>, 沿  $D_T$  方向拉伸 AZ80 镁合金时, 虽然没有足够多的滑移系启动, 但拉伸孪晶的存在使晶粒取向发



生了改变,部分晶粒的柱面及锥面滑移系启动,因而尽管 AZ80 镁合金  $D_T$  方向的强度和延伸率低于  $D_E$  方向的,但差距不大。

热挤压后的 AZ31 镁合金中的主要织构组分为  $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$  和  $\{11-20\} \langle 0001 \rangle$ ,这两种类型的织构与 WANG 等<sup>[33]</sup>所发现的镁的理想织构中的相似。由图 4(c)~4(d)可知,AZ31 镁合金在挤压过程中发生了明显的再结晶,变形后所形成的细小动态再结晶晶粒占据了很大比重。KIM 等<sup>[34]</sup>认为,镁合金在热变形时,晶粒转动从而形成基面织构,但再结晶的发生使原始晶粒的取向发生偏转,即新的再结晶晶粒的取向发生改变。由图 6(a)可以发现,在 AZ31 镁合金中存在一定的  $\{0002\}$  基面织构,但大量的再结晶晶粒使晶粒取向发生了改变,同时使更多非基面滑移系开始启动,因而形成  $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$  和  $\{11-20\} \langle 0001 \rangle$  的织构组分。挤压使 AZ31 镁合金中晶粒的基面法向趋向于与挤压方向垂直,而且晶粒的基面与  $D_N$  面成一定夹角。在  $D_E$  方向上,夹角的分布范围较小,为  $0 \sim 15^\circ$ ;而在  $D_T$  方向上,夹角的分布范围较大,为  $60^\circ \sim 90^\circ$ 。这说明基面  $D_T$  方向上的择优取向强于  $D_E$  方向上的择优取向。镁合金在常温下发生变形时,最易启动的滑移系是基面  $\{0002\}$  上的滑移系,而柱面  $\{10-10\}$  和锥面  $\{10-11\}$  上滑移系的启动则需要更大的力。根据 Schmid 定律,在  $D_E$  方向上加载方向垂直于基面法向的拉伸荷载时, Schmid 因子接近于 0,很难发生基面滑移,所以在  $D_E$  方向上强度较高,塑性较差。而在  $D_T$  方向上加载荷载时, AZ31 镁合金的基面与外力成一定角度,只需要较小的力就有相当一部分晶粒的基面滑移系开始启动。当镁合金晶体内的滑移系开始启动时,镁合金开始屈服。因此 AZ31 镁合金  $D_T$  方向上的屈服强度和抗拉强度都低于其  $D_E$  方向上的,而  $D_T$  方向上的延伸率大于其  $D_E$  方向上的。由此可见, AZ31 镁合金在热挤压变形过程中形成了不同类型的织构和孪晶,从而导致 AZ31 镁合金挤压板材不同取向上的力学性能有所差异。

## 4 结论

本研究分析了 AZ80 和 AZ31 镁合金的拉伸

变形和微观组织演化及织构对力学性能的影响,利用 EBSD 研究了热挤压过程中织构的演变过程,并得出以下结论:

1) 在 653 K 热挤压后,铸态 AZ80 和 AZ31 镁合金呈现出不同的变形织构,其主要织构组分分别为  $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$ 、 $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$  和  $\{11-20\} \langle 0001 \rangle$ 。由于这两种镁合金中 Al 含量不同,  $\beta$  相所占比重差异较大,因此形成了不同的变形织构,而变形织构在后续的变形过程中又对镁合金的塑性变形及力学性能有所影响。

2) 这两种镁合金室温下的力学性能及各向异性存在差异是由于它们存在不同的织构、析出相及孪晶。织构对 AZ80 和 AZ31 镁合金的各向异性有较大影响,挤压时形成的拉伸孪晶能改变部分晶粒的取向,进而影响镁合金的力学性能。AZ80 镁合金  $D_E$  方向的强度和延伸率均优于其  $D_T$  方向的;而 AZ31 镁合金  $D_E$  方向的强度均优于其  $D_T$  方向的,但延伸率较  $D_T$  方向的更低。不同的织构和不同  $\beta$  相含量使这两种镁合金的变形行为有所不同, AZ80 镁合金较 AZ31 镁合金具有更高的强度和更小的延伸率。

## 〔参考文献〕

- [1] LU R P, YAO K Y, ZHAO Y H, et al. Effect of extrusion on damping and mechanical properties of Mg-Zn-Y alloy[J]. Materials Research Express, 2020, 7(7):076520.
- [2] JOOST W J, KRAJEWSKI P E. Towards magnesium alloys for high-volume automotive application[J]. Scripta Materialia, 2016, 128:107-112.
- [3] TOLOUIE E, JAMAATI R. Effect of  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase on microstructure, texture and mechanical properties of AZ91 alloy processed by asymmetric hot rolling[J]. Materials Science & Engineering, 2018, 738:81-89.
- [4] BISWAS S, SUWAS S. Evolution of sub-micron grain size and weak texture in magnesium alloy Mg-3Al-0.4Mn by a modified multi-axial forging process[J]. Scripta Materialia, 2012, 66(2):89-92.
- [5] WANG B, XIN R, HUANG G, et al. Effect of crystal orientation on the mechanical properties and strain hardening behavior of magnesium alloy AZ31 during uniaxial compression[J]. Materials Science & Engi-



- neering; A, 2012, 534: 588-593.
- [6] MGJA B, CX C, HY B, et al. Quasi-in-situ observing the rare earth texture evolution in an extruded Mg-Zn-Gd alloy with bimodal microstructure [J/OL]. Journal of Magnesium and Alloys. [2020-02-10]. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.09.001>.
- [7] LI X Q, REN L, LE Q, et al. The hot deformation behavior, microstructure evolution and texture types of as-cast Mg-Li alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 831: 154868.
- [8] HUANG W, HUO Q, FANG Z, et al. Damage analysis of hot-rolled AZ31 Mg alloy sheet during uniaxial tensile testing under different loading directions [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 710: 289-299.
- [9] WU W X, JIN L, DONG J, et al. Deformation behavior and texture evolution in an extruded Mg-1Gd alloy during uniaxial compression [J]. Materials Science & Engineering: A, 2014, 593: 48-54.
- [10] YANG W, QUAN G F, JI B, et al. Effect of Y content and equal channel angular pressing on the microstructure, texture and mechanical property of extruded Mg-Y alloys [J/OL]. Journal of Magnesium and Alloys. [2020-02-12]. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.08.021>.
- [11] WANG S, ZHANG W, WANG H, et al. Microstructures evolution, texture characteristics and mechanical properties of Mg-2.5Nd-0.5Zn-0.5Zr alloy during the high strain rate hot-rolling [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 803: 140488.
- [12] CUI C, ZHANG W, CHEN W, et al. Microstructure, texture evolution and yield strength symmetry improvement of as-extruded ZK60 Mg alloy via multi-directional impact forging [J/OL]. Journal of Magnesium and Alloys. [2020-02-12]. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.01.001>.
- [13] GUO F, ZHANG D, WU H, et al. The role of Al content on deformation behavior and related texture evolution during hot rolling of Mg-Al-Zn alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 396-403.
- [14] SUN Y, WANG R, PENG C, et al. Effects of Sn and Y on the microstructure, texture, and mechanical properties of as-extruded Mg-5Li-3Al-2Zn alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 733: 429-439.
- [15] GAI D, LIU J, LI Q, et al. Influence of the hot deformation conditions on the texture evolution in Mg-8Li-5Zn-2Re alloy [J]. Rare Metal Materials & Engineering, 2013, 42(4): 673-678.
- [16] DU Y, JIANG B, GE Y. Effects of precipitates on microstructure evolution and texture in Mg-Zn alloy during hot deformation [J]. Vacuum, 2017, 148: 27-32.
- [17] JIANG Y, GUAN L, TANG G. Recrystallization and texture evolution of cold-rolled AZ31 Mg alloy treated by rapid thermal annealing [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 656: 272-277.
- [18] MALIK A, WANG Y, NAZEER F, et al. Deformation behavior of Mg-Zn-Zr magnesium alloy on the basis of macro-texture and fine-grain size under tension and compression loading along various directions [J/OL]. Journal of Alloys and Compounds. [2020-02-15]. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157740>
- [19] SHOU H, ZHENG J, ZHANG Y, et al. Quasi-in-situ analysis of dependency of deformation mechanism and work-hardening behavior on texture in Mg-2Zn-0.1Ca alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 784: 1 187-1 197.
- [20] WANG H Y, RONG J, YU Z Y, et al. Tensile properties, texture evolutions and deformation anisotropy of as-extruded Mg-6Zn-1Zr magnesium alloy at room and elevated temperatures [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 697: 149-157.
- [21] SHAO J, CHEN Z, CHEN T, et al. Texture evolution, deformation mechanism and mechanical properties of the hot rolled Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy containing LPSO phase [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 731: 479-486.
- [22] MS A, RM A, SKS B. Effect of texture and twinning on mechanical properties and corrosion behavior of an extruded biodegradable Mg-4Zn alloy [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019, 7(4): 707-716.
- [23] SADEGHI A, MORTEZAPOUR H, SAMEI J, et al. Anisotropy of mechanical properties and crystallographic texture in hot rolled AZ31 + XSr sheets [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019, 7(3): 466-473.
- [24] JUN X, TIAN H Y, BIN J, et al. Improved mechanical properties of Mg-3Al-1Zn alloy sheets by optimizing the extrusion die angles: microstructural and texture evolution [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 762: 719-729.

- [25] WAN G, WU B L, ZHAO Y H, et al. Strain-rate sensitivity of textured Mg-3.0Al-1.0Zn alloy (AZ31) under impact deformation[J]. Scripta Materialia, 2011, 65: 461-464.
- [26] LI G H, ZHOU L, ZHANG H F, et al. Evolution of grain structure, texture and mechanical properties of a Mg-Zn-Zr alloy in bobbin friction stir welding[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 799: 140267.
- [27] TAHREEN N, CHEN D L, NOURI M, et al. Influence of aluminum content on twinning and texture development of cast Mg-Al-Zn alloy during compression[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 623: 15-23.
- [28] LI X, F JIAO, AL-SAMMAN T, et al. Influence of second-phase precipitates on the texture evolution of Mg-Al-Zn alloys during hot deformation [J]. Scripta Materialia, 2012, 66(3-4): 159-162.
- [29] DONG H W, PAN F S, JIANG B, et al. Anisotropy of the extruded and heat-treated Li containing AZ31 magnesium alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 590: 233-240.
- [30] WANG H Y, RONG J, YU Z Y, et al. Tensile properties, texture evolutions and deformation anisotropy of as-extruded Mg-6Zn-1Zr magnesium alloy at room and elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 697: 149-157.
- [31] ZHANG X H, CHENG Y S. Tensile anisotropy of AZ91 magnesium alloy by equal channel angular processing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 622: 1 105-1 109.
- [32] LI X, YANG P, MENG L. Analysis of the static recrystallization at tension twins in AZ31 magnesium alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(2): 147-154.
- [33] WANG Y N, HUANG J C. Texture analysis in hexagonal materials[J]. Materials Chemistry & Physics, 2003, 81(1): 11-26.
- [34] KIM J, OKAYASU K, FUKUTOMI H. Deformation behavior and texture formation in AZ80 magnesium alloy during uniaxial compression deformation at high temperatures[J]. Materials Transactions, 2013, 54(2): 192-198.

(上接第 99 页)

- [11] AHMED S A, TANEVA A M, PETROV M G, et al. Self-tuning fuzzy pid: real time control applications[J]. Measurement Techniques, 2013, 5 (2): 124-125.
- [12] TRUONG D Q, AHN K K, SOO K J, et al. Application of fuzzy-PID controller in hydraulic load simulator[C]//Proceedings of ICMA 2007. New York: IEEE, 2007: 2 537-2 544.
- [13] FAN Z, MA Z, SHANG G. Research of fuzzy PID control for giant magnetostrictive actuator [C]//Proceedings of the 31st Chinese Control Conference. New York: IEEE, 2012.
- [14] CARVAJAL J, CHENG R, OGMEN H, et al. Fuzzy PID controller: design, performance evaluation, and stability analysis [J]. Information Sciences, 2000, 123(3-4): 249-270.
- [15] TRUONG D Q, AHN K K. Force control for hydraulic load simulator using self-tuning grey predictor-fuzzy PID[J]. Mechatronics, 2009, 19(2): 233-246.
- [16] JIN H, ZHAO X, WANG T. Modified complementary sliding mode control with disturbance compensation for permanent magnet linear synchronous motor servo system[J]. IET Electric Power Applications, 2020, 14(2): 765-772.
- [17] LI H, WU W, HUANG M, et al. Design of PWM-SMC controller using linearized model for grid-connected inverter with LCL filter[J]. IEEE Transactions on Power Electronics, 2020, 35(12): 12 773-12 786.
- [18] 田艳兵, 徐亚明, 刘庆龙, 等. 气动二维超精密伺服系统输出反馈滑模变结构控制[J]. 机械工程学报, 2019, 55(7): 163-171.
- TIAN Yan-bing, XU Ya-ming, LIU Qing-long, et al. Sliding mode control for pneumatic two dimensional ultra-precision servo system based on output feedback[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55 (7): 163-171.
- [19] CAO Y, WANG Z C, LIU F, et al. Bio-inspired speed curve optimization and sliding mode tracking control for subway trains[J]. IEEE Transactions on Vehicular Technology, 2019, 68(7): 6 331-6 342.