文章编号: 1004-0609(2011)10-2371-11

# 变形镁合金中的织构及其优化设计

丁文江<sup>1,2</sup>, 靳 丽<sup>1</sup>, 吴文祥<sup>1</sup>, 董 杰<sup>1</sup>

(1. 上海交通大学 轻合金精密成型国家工程研究中心,上海 200240;2. 上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室,上海 200240)

**摘 要:**针对变形镁合金存在的典型织构以及织构优化设计方面的研究工作和进展进行综合评述。镁合金由于基面滑移和{1012}孪生是最容易开动的变形模式,在变形镁合金中容易形成挤压丝织构及轧制板织构。通过引入剪切变形,改变成型过程中外加应力的取向,能够有效地改变变形镁合金的织构,同时通过添加微量稀土元素 Nd、Ce和Y等,能够明显弱化或随机化变形镁合金织构。织构随机化后的镁稀土合金具有较好的强韧性,合金的变形各向异性得以改善。添加稀土元素后会改变稀土元素与 Mg 原子间的键能,改变稀土元素周围 Mg-Mg 原子之间的结合能等,增加非基面滑移的可能性,减弱基面滑移及{1012}孪生所占的比率,有效地弱化镁合金的织构。 关键词:变形镁合金;织构;基面滑移;孪生;织构 中图分类号:TG146.2 文献标志码:A

Texture and texture optimization of wrought Mg alloy

DING Wen-jiang<sup>1, 2</sup>, JIN Li<sup>1</sup>, WU Wen-xiang<sup>1</sup>, DONG Jie<sup>1</sup>

(1. National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming, Shanghai Jiao Tong University,

Shanghai 200240, China;

2. Key State Laboratory of Metal Matrix Composite, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

**Abstract:** The texture and texture evolution of wrought Mg alloy were investigated. The dislocation slip on (0001) plane and the  $\{10\overline{1}2\}$  tension twinning are the main deformation modes and resulted in the typical basal textures in Mg extrusion and sheet. The texture can be altered by changing deformation method, and the rare earth addition is another important way to weaken and randomize the texture of wrought Mg alloy, such as Nd, Ce and Y addition. The wrought alloy with random texture displays good strength and ductility, especially good tension-compression yield symmetry. The mechanism for texture randomization or weakening was also addressed. The rare earth (RE) addition may alert the bond energy between Mg atom with RE atom, improve the possibility of non-basal slip, but inhibit the basal slip and the  $\{10\overline{1}2\}$  twinning, and the texture is weakened.

Key words: wrought Mg alloy; texture; basal slip; twin; texture

镁合金具有比强度和比刚度高、导热导电性好、 阻尼减震、电磁屏蔽、易于加工成形和容易回收等优 点,在汽车、电子通信、航空航天和国防军事等领域 具有极其重要的应用价值和广阔的应用前景,被誉为 "21世纪绿色工程材料"<sup>[1]</sup>。与铸造镁合金相比,变 形镁合金具有更大的发展潜力,通过材料结构的控制、 热处理工艺的应用,变形镁合金可获得更高的强度、 更好的延展性和更多样化的力学性能,从而满足多样 化工程结构件的应用需求。镁合金由于具有密排六方 晶体结构,室温下独立的滑移系少,导致变形加工困 难。因此,变形镁合金往往需要加热到一定温度并通 过挤压、轧制及锻造等热成形技术加工而成。镁合金

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50901044)

收稿日期: 2010-05-10; 修订日期: 2011-07-18

通信作者: 丁文江, 教授; 电话: 021-54742912; E-mail: wjding@sjtu.edu.cn

有限的滑移系导致了其在塑性变形后容易形成较强的 基面织构。近年来,随着变形镁合金用量的增加以及 研究的不断深入,织构对镁合金力学性能的影响越来 越受到材料学者和工程设计人员的重视<sup>[2-3]</sup>。关于镁合 金织构的研究已成为变形镁合金的研究热点之一。一 方面,通过对织构形成机制的研究可丰富镁合金塑性 变形的基础理论;另一方面,通过引入新的变形方式 和添加微量稀土元素可弱化镁合金织构,从而实现织 构的优化设计,这对于发展新型的塑性成型技术和开 发具有成形性高的镁合金材料具有重要意义。本文作 者针对现有镁合金的主要织构类型及织构优化设计方 面的研究进展进行了综合评述。

# 1 变形镁合金织构优化设计及控制

#### 1.1 变形镁合金织构形成机理

镁单晶的滑移系有 〈1120〉 (0001)、 〈1120〉 (1010)、 〈1120〉 (1011)的 *a* 滑移,以及 〈1123〉 方向沿 {1011}、 {1121}、 {1012}和 {1122}等晶面的 *c+a* 滑移。但是滑 移系开动的临界剪切应力(CRSS)在各自滑移系上的 差别非常明显。基面滑移系的 CRSS 值最低约为 0.5~0.7 MPa,而柱面及锥面滑移系的 CRSS 约为基面 滑移系的 100 倍<sup>[4-5]</sup>。除了位错滑移,镁合金中有 {1012}拉伸孪生、 {1011} 压缩孪生,以及 {1122}、 {1121}等晶面的孪生<sup>[6-7]</sup>。但是, {1012}拉伸孪生变 形的临界驱动力最低<sup>[8]</sup>。通常镁合金中最容易发生变 形的方式为基面 *a* 滑移及 {1012} 孪生变形,这也是镁 合金中形成强织构的主要原因。

如图1所示,当镁晶体中c轴处于受拉状态时, 容易发生 {1012}(1011) 孪生变形, 孪生后的取向与母 体晶粒成 86.3°的位向关系<sup>[9-10]</sup>。孪生后晶体的 c 轴平 行于外加应力轴。所以发生孪生变形后的镁合金,容 易形成 c 轴平行于外加应力轴的织构, 如挤压丝织构 及轧制板织构。对纯镁压缩变形后的原位背散射电子 衍射(EBSD)观察发现,随着变形量增加,孪晶的体积 分数增加、合金的取向逐步发生变化,如图2所示[11]。 孪生变形后,晶粒的取向发生明显变化。如图3所示, 压缩过程中, c 轴逐渐转向于压缩轴平行(压缩轴平行 于 ED)。20%变形后,主要的织构取向显示其 c 轴几 乎都平行于压缩轴。这就是镁合金在变形过程中容易 形成织构的原因。因为变形模式的单一化增强了晶粒 取向与外加应力场的依赖性。镁合金变形过程中,如 果其他非基面滑移系增加,以及其他孪生方式增加, 而不是较单一的基面位错滑移和 {1012} 孪生, 镁合金 的织构则会随之弱化。

#### 1.2 变形镁合金中的典型织构

变形镁合金中主要有两类变形织构:挤压(拔丝) 时形成纤维织构,板材轧制时形成的板织构,而通过 等通道角挤压等变形方式形成了其他类型的变形 织构。



#### **图 1** {1012}(1011) 拉伸孪生变形示意图

**Fig.1** Schematic diagram of  $\{10\overline{1}2\}\langle 10\overline{1}1\rangle$  tensile twin system in magnesium: (a) 86.3° reorientation of twin grain relative to parent grain<sup>[9]</sup>; (b) Applied loading direction respecting *c*-axis<sup>[10]</sup>





**Fig.2** IPF maps of pure Mg by compression to different deformation rates by electron back scan diffraction<sup>[11]</sup>: (a) Before deformation; (b) 3.3%; (c)10%; (f) 20% (Available online)





**Fig.3** Pole figures of pure Mg by compression to different deformation rates: (a) Before deformation; (b) 10%; (c) 20% (Available online)

1) 镁合金纤维织构

镁合金在挤压(拔丝)等塑性变形过程中易形成 (0001)平面平行于挤压(拔丝)方向(ED)的纤维织构,同 时在单向压缩过程中能形成(0001)平面垂直于压缩方 向的纤维织构<sup>[12]</sup>。图4所示为挤压过程中形成纤维织 构的晶粒的取向示意图。绝大多数晶粒的基面是平行 于挤压方向的。镁合金挤压后的织构还随着挤压制品 断面的不同而有所区别:在进行棒材挤压时,应力状 态为轴对称状态,(0001)面平行于挤压方向,晶粒取 向自由度大, 晶粒可以保证基面平行于挤压方向的同 时围绕着挤压方向发生360°转动;而在进行板材等复 杂断面型材挤压的时候,由于仅在局部是面对称,晶 粒取向自由度较小,基面法向 TD 方向偏移较少。在 挤压管材的时候,容易形成两个取向的丝织构,一种 是 c 轴平行于径向(RD 组分),另一种是 c 轴平行于管 材切向(TD)<sup>[13]</sup>。图 5 所示为 AZ31 棒材挤压<sup>[14]</sup>和 AZ61 板材挤压态镁合金(0001)面极图<sup>[15]</sup>。可以发现,在板 材挤压时有少量的晶粒(0001)面垂直于挤压方向,而 在棒材挤压过程中,在检测区域内所有晶粒基面平行 于挤压方向。



图 4 镁合金挤压棒材丝织构晶粒取向示意图

**Fig.4** Schematic diagram of orientation of grains after extrusion of Mg alloy



图 5 镁合金挤压后(0001)面极图<sup>[14-15]</sup>



挤压工艺对镁合金挤压后的织构具有明显的影响,PARK 等<sup>[16]</sup>研究 AZ31 合金在不同温度及变形速度下挤压后的织构,变形温度及速度的差异导致基面织构的强弱差异。AZ31 经 300 ℃挤压后比经 250 ℃挤压后的丝织构更强。而挤压速度高,丝织构更明显。但是温度及速度对挤压后织构的影响规律也因合金体系不同有明显差别。SHAHZAD 和 WAGNER<sup>[17]</sup>研究发现,AZ80 合金挤压过程中,挤压比对于合金的织构有明显的影响,挤压比小的条件下对应的合金丝织构更强。

#### 2) 镁合金板织构

镁合金在轧制过程中将形成(0001)面平行于轧面的织构<sup>[12,18]</sup>。图 6 所示为在轧制过程中形成板织构后的晶粒取向示意图。同样,在轧制过程中形成的板织构随着轧制道次的增加而变化<sup>[15]</sup>。图 7 所示为不同道次轧制后 AZ61 合金板材的(0001)极图。在轧制次数少的厚轧板中,基面织构强度较弱,有较多晶粒由基面法向向 TD 方向偏移,当轧制道次增加,轧板厚度降低时,基面织构的强度增强,大多数晶粒基面平行于轧板平面。



图 6 镁合金轧制板材织构晶粒取向示意图 Fig.6 Schematic diagram of orientation of grains after rolling of Mg alloy

镁合金轧制变形过程中的工艺参数影响轧制过程 中的位错滑移及孪生方式,从而影响板材的最终织构 与力学性能<sup>[19-20]</sup>,AZ31 合金轧制过程中,当轧制温 度从 300 ℃升高到 400 ℃时,增加了 {101}} 压缩孪晶 的比率。由于 {1012} 拉伸孪晶与母晶粒成 86.3°的位 向关系, {1011} 压缩孪晶与母晶粒成 56°位向关系, 如图 8 所示<sup>[19]</sup>,从而基面织构弱化,合金伸长率提高。

### 3) 其他类型变形织构

镁合金等通道角挤压(ECAP)是一种能够有效细 化晶粒的塑性变形方式,由于变形过程中,镁合金发 生了明显的剪切变形,其剪切的角度跟 ECAP 的模具 结构以及挤压道次间的路线设计直接相关<sup>[21]</sup>。镁合金 在进行 ECAP 变形时易产生基面与挤压方向成一定夹 角的织构。晶粒取向示意图如图 9 所示<sup>[22]</sup>。图 10 所 示为 AZ61 圆棒在经过不同道次 ECAP 挤压后织构演 变情况<sup>[23]</sup>。随着挤压道次的增加,由典型的丝织构转 化为其他类型织构取向。





**Fig.7** (0002) pole figure of AZ61 Mg alloy after different rollings<sup>[15]</sup>: (a) 10 mm thick; (b) 4 mm thick; (c) 1 mm thick





**Fig.8** Microstructures of AZ31 Mg alloy sheet after rolled 1 pass with reduction of 50% at 400 °C: (a) IPF map and lattice orientation of parent and twins; (b) Grain shape map with defined twin boundaries, extension twin boundaries  $(86^{\circ}\langle 1\overline{2}10\rangle \pm 5^{\circ})$  are outlined in red, contraction twin boundaries  $(56^{\circ}\langle 1\overline{2}10\rangle \pm 5^{\circ})$  outlined in green and double twin boundaries  $(38^{\circ}\langle 1\overline{2}10\rangle \pm 5^{\circ})$  outlined in blue<sup>[19]</sup> (Available online)



图 9 镁合金 ECAE 织构晶粒取向示意图<sup>[22]</sup>

Fig.9 Schematic diagram of orientation of grains after ECAE of Mg alloys<sup>[22]</sup>



**Fig.10** {0002} pole figures of unECAPed and ECAPed Mg alloys after different passes<sup>[23]</sup>: (a) 0-pass; (b) 1-pass; (c) 2-pass; (d) 3-pass; (e) 4-pass; (f) 8-pass

# 2 织构对镁合金力学性能的影响

位错滑移及孪生是镁合金的主要变形方式。织构 影响镁合金的力学性能主要体现在影响其位错滑移及 孪生。材料外加应力与滑移系的对照关系可以用 Schmid 因子来说明,如图 11 所示。外力施加在滑移 系上的剪切力与 Schmid 因子有关,Schmid 及外力施 加在滑移面上的分切应力计算公式如图 11 中所示。对 于可动独立滑移系较多的 FCC 及 BCC 金属而言,晶 体取向对 Schmid 因子的影响非常小。但是镁合金的 滑移系非常少。所以外加应力在基面滑移系上的 Schmid 因子高时,位错滑移更容易开动,合金塑性好, 反之,当镁合金存在强织构并且基面滑移系的分切应 力低时,合金的塑性成形能力差。图 12 所示为室温条 件下镁单晶体的平面应变压缩应力—应变曲线<sup>[24]</sup>,说 明了晶体取向对镁单晶的变形抗力有明显的影响。

对应于具有纤维织构的镁合金棒材,大部分晶粒 {0001}基面平行于挤压方向。在沿着挤压方向拉伸的时候,晶粒沿 *c* 轴受到压缩,同时基面滑移系 Schmid 因子接近于 0,分切应力也接近于 0,所以滑移系的开动比较困难。同时由于合金中 *c* 轴处于受压状态,

(10<sup>1</sup>2) 孪晶的开动困难,必须在较高的应力下才能够 开动压缩孪晶及其他孪生模式。当具有该织构的合金 沿挤压方向压缩时,*c*轴处于受拉状态,(10<sup>1</sup>2) 孪生 容易启动,合金变形抗力低。从而在含丝织构的合金 中容易出现明显的拉压不对称性<sup>[25-27]</sup>。而具有板织构 的镁合金板材,织构对合金力学性能的影响的原理与



#### 图 11 施密特因子计算示意图

Fig.11 Schematic diagram of Schmid factor



**图 12** 室温条件 Mg 单晶体的平面应变压缩应力一应变曲线<sup>[24]</sup>

Fig.12 Strain—stress curves of single crystalline magnesium at room temperature<sup>[24]</sup>

此类似,在与轧制方向为 0°、45°、90°的样品表现了 明显的各向异性。

对应于经 ECAP 等变形方式成型的镁合金,由于 织构取向中显示其基面与挤压发现成接近45°的方向, 所以在基面滑移系上的分切应力因子高,从而大幅度 提高了合金的室温塑性<sup>[28-30]</sup>,图 13 所示为挤压态和 ECAE 态 AZ31 镁合金的室温拉伸和压缩曲线。由图 13 可以看出,织构的改变明显改善了镁合金的力学性 能<sup>[25]</sup>。



图 13 挤压态和 ECAE 态 AZ31 合金室温拉伸和压缩曲线<sup>[25]</sup> Fig.13 Uniaxial tension and compression curves of asextrusion and ECAE AZ31 Mg alloys at room temperature<sup>[25]</sup>

# 3 变形镁合金织构优化设计

织构的存在对变形镁合金的力学行为影响明显, 因此,镁合金的织构优化设计对改善和提高变形镁合 金的塑性成型性具有非常重要的意义。而近年来关于 织构优化的设计方向也受到广大研究者的关注,其中 比较明显的两个研究方向是:1)通过改变镁合金塑性 成型的路径,引入剪切变形等,改变基面的取向分布; 2)通过引入稀土元素,获得织构随机化的效果,开发 具有高塑性的镁稀土合金体系。

#### 3.1 镁合金塑性成型路径对织构的影响

通过变形路径改变镁合金织构的思路最早由 MUKAI 等<sup>[22]</sup>提出。如图 9 所示,由于变形路径中合 金经历了一定角度的剪切变形,使得最终样品中基面 法向与挤压方向成 30°~45°角度。因为基面位向的改 变而合金的伸长率大幅提高,由此而引出了更多的研 究方向,在镁合金的塑性成形过程中引入适当的剪切 变形,可优化合金的织构取向,包括 ECAP 的大塑性 变形<sup>[22, 25, 29]</sup>、异步轧制<sup>[31-34]</sup>、反复叠轧<sup>[32]</sup>等变形工艺。 AZ31 合金轧制过程中,由于增加了反复剪切变形, 板材基面织构弱化及晶粒细化,合金强度可提高到 400 MPa<sup>[35]</sup>。镁合金在实施搅拌摩擦焊加工过程中, 表面层金属受到剪切应力作用,合金表层基面织构弱 化,由表层往中心织构梯度明显。合金的伸长率提高 但强度降低<sup>[36]</sup>。镁合金板材经过异步轧制后,基面板 织构的最大极密度降低,这也是由于轧制过程中引入 剪切变形促使的织构弱化效应[32-34]。虽然改变变形路 径一定程度上可以改变或弱化镁合金的纤维织构或板 织构,但是当生产较大尺寸的挤压板型材时,设计特 别的路径给工业生产带来了新的困难和挑战。

#### 3.2 稀土合金化与镁合金织构随机化

MISHRA 等<sup>[26]</sup>指出纯镁添加 0.2%Ce 后挤压态合 金表现出明显的织构弱化,如图 14 所示,织构强度最 大值从 2.7 下降到 1.5。而添加 0.2%Ce 以后的 Mg-Ce 二元合金的伸长率大幅提升,如图 15 所示。微量稀土 添加后镁合金板材也有明显的织构弱化效果, HANTZSCHE 等<sup>[37]</sup>研究了 Nd、Y 和 Ce 元素添加后对 合金板材织构的影响规律(如图 16 所示),随着稀土含 量增加,基面板织构明显弱化。

虽然少量稀土元素添加后能够弱化镁合金变形织 构,伸长率大幅提升,但是合金强度依然很低。需要



图 14 纯镁和 Mg-0.2Ce 合金挤压后(0001)反极图和极图<sup>[26]</sup>

Fig.14 (0001) PF and IPF maps of extruded pure Mg(a) and Mg-0.2Ce alloy(b)<sup>[26]</sup>



图 15 挤压态 Mg 及 Mg-0.2Ce 合金棒材的拉伸和压缩曲线 Fig.15 Tensile and compression curves of for extruded Mg and Mg-0.2Ce rods (extrusion ratio is 25:1).



**图 16** 镁合金板材(0002)极图上最大的极密度随稀土元素 含量的分布<sup>[37]</sup>

**Fig.16** Maximum (0002)-pole figure intensity in as-rolled condition for mg alloy sheet with RE addition<sup>[37]</sup>

增加强化因素提高合金的综合强韧性。引入合适的强 化因子,包括析出相、固溶强化等。在 Mg-Ce 二元合 金基础上添加 Zn 元素,明显提高合金的强度<sup>[38-39]</sup>。 Al 元素常被用于提高镁合金强度和硬度,但是 Al 元 素易与 Ce 在镁合金中形成 Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub>,削弱 Ce 对于合 金晶粒细化和织构弱化的效果。比如在 AZ31 合金中 添加 Ce 及 Y 等元素,合金的织构取向变化不大。Zn 元素常被用于提高变形镁合金强度。LUO 等<sup>[38]</sup>研究了 不同含量的 Zn(2.4%、4.9%和 7.6%)元素对 Mg-Zn-Ce 合金组织和性能的影响,随着 Zn 元素含量增加,合 金强度提高,但是塑性降低,当 Zn 含量为 2.4%时, 合金表现出良好的塑性及较好的强度,综合力学性能 较好。

### 4 织构随机化机理研究的最新进展

通过改变镁合金变形路径从而改变镁合金织构的 原因主要是因为引入了剪切变形,如 ECAP 等变形方 式<sup>[22]</sup>。在轧制后镁合金组织常会出现变形不均匀现 象,在微观组织中出现很明显的孪生、剪切带,他们 可以为再结晶提供形核点,这些变形带能够使再结晶 晶粒基面平行于剪切平面,造成一定程度上的织构强 度的弱化<sup>[40]</sup>。

稀土合金元素的添加同样对镁合金织构弱化作用 明显,但其机理还不够清晰。HUMPHREYS和 HATHERLY<sup>[41]</sup>研究发现,添加10%(体积分数)的SiC 颗粒后,极大地降低了镁合金变形基面织构的强度, 晶粒取向分布更加随机化,也就是粒子促进形核机理 (PSN)。也有研究<sup>[42]</sup>表明 Ce 元素织构弱化的效果主要 是颗粒促进形核引起的, Ce 元素的添加并不能改变镁 合金的 c/a 值,但是 Ce 在镁合金中的固溶度非常低, 易形成第二相颗粒,在变形中引发动态再结晶,起到 弱化织构的作用。但是,PSN 机制不足以解释所有织 构弱化的现象。对于一些镁稀土合金,即使不含有颗 粒,在挤压后也可能出现明显的织构弱化效果<sup>[43]</sup>。同 样对于某些镁合金而言即使有颗粒的存在,也没出现 明显的织构弱化现象<sup>[44]</sup>。

另一种观点是溶质拖曳机制(Solute drag), Jan BOHLEN<sup>[40]</sup>研究了 Mg-Zn-Re 镁合金轧制板材的织 构,发现在试验中含有稀土元素和Y元素的合金都存 在一定程度的织构弱化、取向随机化的现象,并且认 为这是由于Y 的原子扩散速度比较慢,溶质拖曳效果 能够强烈地影响晶界的移动、晶粒的取向和再结晶机 制,进而影响变形后晶粒的取向。AGNEW等<sup>[45]</sup>对比 纯镁、Mg-Y和Mg-Li合金变形织构,发现添加Y和 Li元素的合金虽然在织构类型上没有变化但是其织构 强度明显降低。其原因是Y和Li元素的添加改变了 纯镁的晶体结构,降低了 c/a 值,改变了变形过程中 的滑移系,从而降低基面织构的强度。

值得注意的是,CHINO 等<sup>[42]</sup>研究了 Ce 元素对 Mg-0.2%Ce 合金单向压缩后织构的影响,认为在向纯 镁当中添加 0.035%(摩尔分数)的 Ce 元素并不能改变 合金的 c/a 值,Ce 元素固溶到镁基体当中不仅仅改变 Mg—Ce 原子之间的化学键,同样对 Ce 原子周围的 Mg—Mg 原子间化学键都有一定的影响,进而影响镁 合金在变形过程中的变形方式,造成非基面织构的产 生并弱化基面织构。

关于稀土元素 Y、Ce、Nd 等添加后织构随机化 的原因,更多的研究表明,由于稀土元素的添加,改 变了稀土元素与 Mg 原子之间的键能以及稀土元素周 围 Mg—Mg 原子键能,并且可能改变基面及非基面的 层错能,从而改变基面及非基面滑移系以及孪生开动 的临界剪切应力。从改变镁合金变形机理的角度实现 了织构弱化的最终效果。而关于稀土元素添加后层错 能变化及非基面滑移等开动的研究正在进行及讨论 中,可以期待对镁合金织构随机化机理更深入的认识, 从而为我们设计高性能镁合金提供更加有力的理论 支持。

## 5 结论

1) 镁合金由于基面滑移和 {1012} 孪生是最容易

开动的变形模式,在变形镁合金中容易形成挤压丝织 构及轧制板织构。通过挤压工艺及轧制工艺的调整可 以适当弱化织构的强度,但是织构弱化的幅度非常有 限。

2)通过引入剪切变形,改变成型过程中外加应力的取向,能够有效改变变形镁合金的织构,目前有效引入剪切应力、弱化织构的变形方式有等通道角挤压(ECAP)变形、异步轧制、交叉轧制、表面摩擦磨损等。通过添加微量稀土元素 Nd、Ce 和 Y 等,能够明显弱化或随机化变形镁合金织构。织构随机化后的镁稀土合金具有较好的强韧性,合金的变形各向异性得以改善。

3) 织构随机化机理值得深入探讨,理论的研究有 利于设计及开发更多高性能的变形镁合金。目前研究 表明,稀土元素添加后会改变稀土元素与 Mg 原子间 的键能,改变稀土元素周围 Mg—Mg 原子之间的结合 能等,增加了非基面滑移的可能性,减弱了基面滑移 及 {1012} 孪生所占的比率,有效地弱化了镁合金的织 构。

#### REFERENCES

- 丁文江. 镁合金科学与技术[M]. 北京: 科学出版社, 2007.
   DING Wen-jiang. Magnesium alloy science and technology[M].
   Beijing: Science Press, 2007.
- [2] 唐伟琴,张少睿,范晓慧,李大永,彭颖红. AZ31 镁合金的织 构对其力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(3): 371-377.

TANG Wei-qin, ZHANG Shao-rui, FAN Xiao-hui, LI Da-yong, PENG Ying-hong. Texture and its effect on mechanical properties of AZ31 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(3): 371–377.

[3] 余 琨, 芮守泰, 王日初, 彭超群, 薛新颖. AZ31 镁合金挤压 薄板织构及力学各向异性[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(12): 2127-2131.

YU Kun, RUI Shou-tai, WANG Ri-chu, PENG Chao-qun, XUE Xin-ying. Texture and mechanical anisotropy of AZ31 extruded sheets[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(12): 2127–2131.

- [4] OBARA T, YOSHINAGA H, MOROZUMI S. {1122}(1123) slip system in magnesium[J]. Acta Metall, 1973, 21: 845–853.
- STOHR J F, POIRIER J P. Electron microscope study of {1122 macr} pyramidal slip in magnesium[J]. Philosophical Magazine,1972, 25(6): 1313–1329.
- [6] CHRISTIAN J W, MAHAJAN S. Deformation twinning[J].
   Progress in Materials Science, 1995, 39(1/2): 1–157.
- [7] ANDO D, KOIKE J, SUTOU Y. Relationship between deformation twinning and surface step formation in AZ31

magnesium alloys[J]. Acta Materialia, 2010, 58(13): 4316-4324.

- [8] BARNETT M R. A Taylor model based description of the proof stress of magnesium AZ31 during hot working[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(9): 1799–1806.
- [9] ROBERTS C S. Magnesium and its alloys[M]. New York: Wiley, 1960.
- [10] WANG Y N, HUANG J C. The role of twinning and untwinning in yielding behavior in hot-extruded Mg-Al-Zn alloy[J]. Acta Materialia, 2007, 55(3): 897–905.
- [11] 靳 丽, MISHARA R K, KUBIC R. 材料变形过程中的原位 电子背散射衍射(In-situ EBSD)分析[J]. 电子显微学报, 2008, 27(6): 439-442.

JIN Li, MISHARA R K, KUBIC R. In-situ EBSD analysis on the microstructures during deformation[J]. Journal of Chinese Electron Microscopy Society, 2008, 27(6): 439–442.

- [12] 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.
- [13] 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(11): 3899–3910.
- [14] BARNETT M R. Twining and the ductility of magnesium alloys Part I: "Tension" twins[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 464: 1–7.
- [15] PEREZ-PRADO M T, del VALLE J A, RUANO O A. Effect of sheet thickness on the microstructural evolution of an Mg AZ61 alloy during large strain hot rolling[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(5): 667–671.
- [16] PARK S S, YOU B S, YOON D J. Effect of the extrusion conditions on the texture and mechanical properties of indirect-extruded Mg-3Al-1Zn alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(18/19): 5940–5943.
- [17] SHAHZAD M, WAGNER L. Influence of extrusion parameters on microstructure and texture development, and their effect on mechanical properties of the magnesium alloy AZ80[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 506: 141–147.
- [18] STYCZYNSKI A, HARTIG C, BOHLEN J, LETZIG D. Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(7): 943–947.
- [19] JIN L, DONG J, WANG R, PENG L M. Effects of hot rolling processing on microstructures and mechanical properties of Mg-3%Al-1%Zn alloy sheet[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(7/8): 1970–1974.
- [20] JIN Q L, SHIM S Y, LIM S G. Correlation of microstructural evolution and formation of basal texture in a coarse grained Mg-Al alloy during hot rolling[J]. Scripta Materialia, 2006, 55(9): 843–846.

- [21] SHIN D H, KIM I, KIM J, KIM Y S, SEMIATIN S L. Microstructure development during equal-channel angular pressing of titanium[J]. Acta Materialia,2003, 51(4): 983–996.
- [22] MUKAI T, YAMANOI M, WATANABE H, HIGASHI K. Ductility enhancement in AZ31 magnesium alloy by controlling its grain structure[J]. Scripta Materialia,2001, 45(1): 89–94.
- [23] KIM W J, HONG S I, KIM Y S, MIN S H, JEONG H T, LEE J D. Texture development and its effect on mechanical properties of an AZ61 Mg alloy fabricated by equal channel angular pressing[J]. Acta Materialia, 2003, 51(11): 3293–3307.
- [24] KELLY E W, HOSFORD W F. Plane-strain compression of magnesium and magnesium alloy crystals[J]. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1968, 242: 5–13.
- [25] 路 君, 靳 丽, 董 杰, 曾小勤, 丁文江, 姚真裔. 等通道 角挤压变形 AZ31 镁合金的变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(3): 424-432.
  LU Jun, JIN Li, DONG Jie, ZENG Xiao-qin, DING Wen-jiang, YAO Zhen-yi. Deformation behaviors of AZ31 magnesium alloy by equal channel angular extrusion[J]. The Chinese Journal of
- [26] MISHRA R K, GUPTA A K, RAO P R, SACHDEV A K, KUMAR A M, LUO A A. Influence of cerium on the texture and ductility of magnesium extrusions[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(5): 562–565.

Nonferrous Metals, 2009, 19(3): 424-432.

- [27] BALL E A, PRANGNELL P B. Tensile-compressive yield asymmetries in high strength wrought magnesium alloys[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1994, 31(2): 111–116.
- [28] DEL VALLE J A, CARRENO F, RUANO O A. Influence of texture and grain size on work hardening and ductility in magnesium-based alloys processed by ECAP and rolling[J]. Acta Materialia, 2006, 54(16): 4247–4259.
- [29] KIM W J, AN C W, KIM Y S, HONG S I. Mechanical properties and microstructures of an AZ61 Mg Alloy produced by equal channel angular pressing[J]. Scripta Materialia, 2002, 47(1): 39–44.
- [30] KIM W J, LEE J B, KIM W Y, JEONG H T, JEONG H G. Microstructure and mechanical properties of Mg-Al-Zn alloy sheets severely deformed by asymmetrical rolling[J]. Scripta Materialia, 2007, 56(4): 309–312.
- [31] 夏伟军, 蔡建国, 陈振华, 陈 刚, 蒋俊峰. 异步轧制 AZ31 镁合金的微观组织与室温成形性能[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(7): 1247-1253.
  XIA Wei-jun, CAI Jian-guo, CHEN Zhen-hua, CHEN Gang, JIANG Jun-feng. Microstructure and room temperature formability of AZ31 magnesium alloy produced by differential speed rolling[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(7): 1247-1253.
- [32] WATANBE H, MUKAI T, ISHIKAWA K. Differential speed rolling of an AZ31 magnesium alloy and the resulting mechanical properties[J]. Journal of Materials Science, 2004, 39:

2380

1477-1480.

- [33] KIM S H, YOU B S, YIM C D. Texture and microstructure changes in asymmetrically hot rolled AZ31 magnesium alloy sheets[J]. Materials Letters, 2005, 59(29/30): 3876–3880.
- [34] KIM W J, PARK J D, KIM W Y. Effect of differential speed rolling on microstructure and mechanical properties of an AZ91 magnesium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 460(1/2): 289–293.
- [35] MUKAI T, SOMEKAWA H, INOUE T, SINGH A. Strengthening Mg-Al-Zn alloy by repetitive oblique shear strain with caliber roll[J]. Scripta Materialia, 2010, 62(2): 113–116.
- [36] WOO W, CHOO H, BROWN D W, LIAW P K, FENG Z. Texture variation and its influence on the tensile behavior of a friction-stir processed magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(11): 1859–1864.
- [37] HANTZSCHE K, BOHLEN J, WENDT J, KAINER K U, YI S B, LETZIG D. Effect of rare earth additions on microstructure and texture development of magnesium alloy sheets[J]. Scripta Materialia, 2010, 63(7): 725–730.
- [38] LUO A A, MISHRA R K, SACHDEV A K. High-ductility magnesium-zinc-cerium extrusion alloys[J]. Scripta Materialia, 2011, 64(5): 410–413.
- [39] 李 广,靳 丽,董 杰,吴国华,丁文江. Zn 添加对挤压态 Mg-Zn-Ce-Zr 合金微观组织及力学性能的影响[J]. 中国有色 金属学报,2011,21(2):251-258.

LI Guang, JIN Li, DONG Jie, WU Guo-hua, DING Wen-jiang. Effects of Zn addition on microstructures and mechanical properties of as-extruded Mg-Zn-Ce-Zr alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(2): 251-258.

- [40] BOHLEN J, NÜRNBERG M R, SENN J W, LETZIG D, AGNEW S R. The texture and anisotropy of magnesiumzinc-rare earth alloy sheets[J]. Acta Materialia, 2007, 55: 2101–2112.
- [41] HUMPHREYS F J, HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena (2nd ed)[M]. Oxford: Pergamon Press, 2004.
- [42] CHINO Y, KADO M, MABUCHI M. Compressive deformation behavior at room temperature-773 K in Mg-0.2 mass% (0.035at.%)Ce alloy[J]. Acta Materialia, 2008, 56(3): 387–394.
- [43] SENN J, AGNEW S. Texture randomization of magnesium alloys containing rare earth elements[C]//MIHRIBAN O P, NEALE R N, RANDY S B, ERIC A N. Magnesium Technology. New Orleans: Warrendale, 2008: 153–158.
- [44] LASER T, NURNBERG M R, JANZ A, HARTIG C, LETZIG D, SCHMID-FETZER R, BORMANN R. The influence of manganese on the microstructure and mechanical properties of AZ31 gravity die cast alloys[J]. Acta Materialia, 2006, 54(11): 3033–3041.
- [45] AGNEW S R, YOO M H, TOME C N. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y[J]. Acta Materialia, 2001, 49(20): 4277–4289.

(编辑 李艳红)

# 丁文江教授简介

丁文江,1953年3月出生,教授,博士,博士生导师,现任轻合金精密成型国家工程研究中心主任。曾任 上海交通大学材料科学与工程学院副院长、上海交通大学高新技术办公室主任、上海交通大学副校长、上海市 科委副主任等职务。多年从事轻合金材料及精密成型研究,获得多项科技成果奖励和荣誉称号,2003年获国家 科技进步二等奖,2006年获国家技术发明奖二等奖,2007年及2010年两次获得上海市技术发明一等奖,并获 中国优秀青年科技创业奖、GM中国科技成就一等奖,被人事部、国家教委评为中国优秀回国人员并入选国家 教委跨世纪优秀人才培养计划和国家百千万人才工程第一第二层次人选。先后被评为上海市劳动模范、全国先 进工作者和上海市第五届科技十大精英。发表论文321篇,SCI收录184篇,EI收录211篇,累计他引次数839 次,申请发明专利105项。