

文章编号: 1004-0609(2005)01-0001-11

镁合金织构与各向异性^①

陈振华, 夏伟军, 程永奇, 傅定发
(湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082)

摘 要: 介绍了镁合金变形及退火织构的组分与特点, 论述了在挤压、轧制、等径角挤压等塑性变形及退火过程中镁合金织构的演变规律及形成机理, 分析了织构与镁合金力学性能的基本关系, 探讨了合金元素、变形温度、应变速度、外加应力及晶粒度等基本因素对镁合金织构特征与各向异性的影响。结果表明: 织构对镁合金力学性能的影响, 其实质是通过改变各滑移系特别是 $\{0001\}[\bar{1}1\bar{2}0]$ 基面滑移系的 Schmid 因子、产生织构强化或软化而实现的。

关键词: 镁合金; 织构; 塑性变形; 各向异性; 力学性能

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Texture and anisotropy in magnesium alloys

CHEN Zhen-hua, XIA Wei-jun, CHEN Yong-qi, FU Ding-fa

(School of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: The characteristics and components of textures in magnesium alloys were presented. The mechanism of the formation and evolution of textures during plastic deformation such as extrusion, rolling, equal channel angle extrusion processes and annealing were reviewed, followed by the analysis of the effects of textures on mechanical properties of magnesium alloys. The influences of main factors such as alloy elements, deformation temperature, strain, strain rate and grain size on texture and anisotropy of magnesium alloys were discussed. The results show that textures affect mechanical properties of magnesium alloys mainly by altering the Schmid factors of all slips, especially basal slip systems and inducing texture strengthening and softening.

Key words: magnesium alloys; texture; plastic deformation; anisotropy; mechanical properties

制约变形镁合金发展的主要原因在于其较差的室温塑性变形能力, 如何在较大程度上改善镁合金的塑性已成为人们关注的焦点。常用的方法包括合金化及晶粒细化等^[1~3]。而结合镁合金室温滑移系少、形变各向异性强的特点, 用织构强化或软化来提高或合理利用镁合金的力学性能, 已成为变形镁合金研究领域的一个重要分支。

变形织构的类型和组分随塑性变形模式不同而不同。由于镁合金的塑性变形机理十分复杂, 滑移和孪生模式受变形温度、变形程度、应变速度、应

力状态等外部条件及合金元素、晶粒度等内部因素的综合影响, 因此与 Al、Fe 等立方金属相比, 密排六方结构(hcp)的镁合金织构类型和形成机理更加复杂^[4~6]。而镁合金中一旦形成织构, 室温时将呈现明显的各向异性, 对材料的力学性能和成形工艺性能产生很大的影响。此外, 织构特征能定量反应变形过程中材料微观结构的演变规律, 织构分析是研究镁合金塑性变形机制和动态再结晶新晶粒形核机制的有力手段。近年来, 国内外加大了对镁合金织构的研究力度, 对塑性变形及退火过程中镁合金

① 收稿日期: 2004-06-14; 修订日期: 2004-10-29

作者简介: 陈振华(1945-), 男, 教授。

通讯作者: 夏伟军, 博士研究生; 电话: 0731-8821648; E-mail: xwjxbyy@sina.com

结构的演变规律及结构对镁合金力学性能的影响等作了系统研究。本文作者综述了镁合金结构领域的基本理论及国内外的最新研究成果。

1 镁合金结构组分及演变规律

1.1 镁合金纤维结构

大量研究^[7-11]表明,在挤压、拉拔和单向压缩等塑性变形过程中,镁合金形成特殊的基面纤维结构,即(0001)基面平行于挤压(拉伸)方向(ED)或垂直于压缩方向。图1所示为挤压态 AZ61 镁合金的(0002)基面极图。由图可见,大部分晶粒的(0001)基面均平行于挤压方向,另有少量晶粒以(10 $\bar{1}$ 0)棱柱面平行于挤压方向。挤压制品的断面形状不同则所形成的纤维结构也会有所区别,挤压圆棒时应力和应变为轴对称状态,基面平行于挤压方向,这种结构特征晶粒的取向自由度较大,晶粒可以围绕挤压方向发生 360°转动。挤压板材时由于应力和应变不对称,基面平行于挤压板表面,晶粒的取向自由度减小。

1.2 镁合金板结构

研究表明^[12-16],轧制过程中镁合金内将形成强的(0001)基面结构,这种结构特征是由塑性变形过程中基面滑移锥面孪生所致。图2所示为不同板厚的镁合金热轧板(0002)基面极图,其基本特征为(0001)基面平行于轧面,但板厚不同时结构强度有所区别。图2(a)、(b)所示的厚轧板中,基面结构较弱,基面法向沿轧板横向(TD)偏转一定角度,而薄轧板中则形成了较强的基面结构。图3所示为镁合金冷轧板(0002)极图,与热轧相比,冷轧变形时

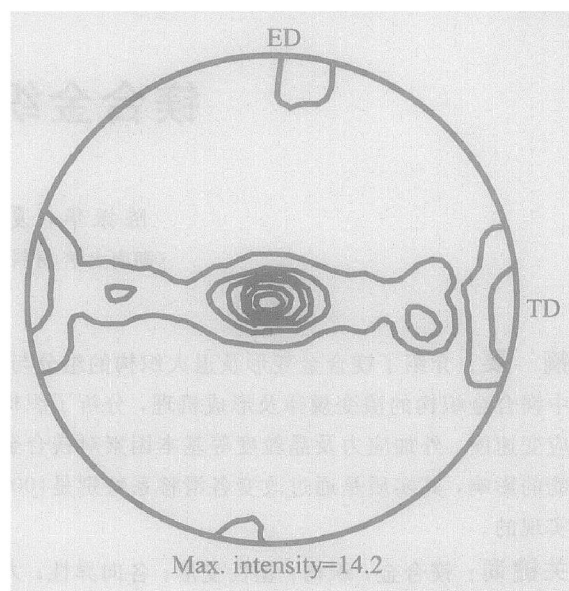


图1 挤压态 AZ61 镁合金的(0002)基面极图^[7]

Fig. 1 (0002) pole figure of extruded AZ61 magnesium alloy^[7]

镁合金滑移系更少,因此形成极强的基面结构,(0001)基面平行于轧板表面,[10 $\bar{1}$ 0]晶向平行于轧向(RD)。值得注意的是,大部分镁合金在轧制前均需对铸锭进行热挤压以提高塑性变形能力。

如前所述,挤压过程中形成强的基面纤维结构,在轧制压力作用下,基面滑移和锥面孪生模式均不能发挥作用,因此在轧制初期基面结构强度反而有所减弱^[17]。这对后续轧制过程是非常有利的。

1.3 镁合金等径角挤压(ECAP)结构

ECAP 是细化晶粒的一种塑性变形方式,在近年来得到了广泛关注。镁合金 ECAP 样品中主要存在 2 种类型的结构^[18]:基面平行于挤压方向或沿剪

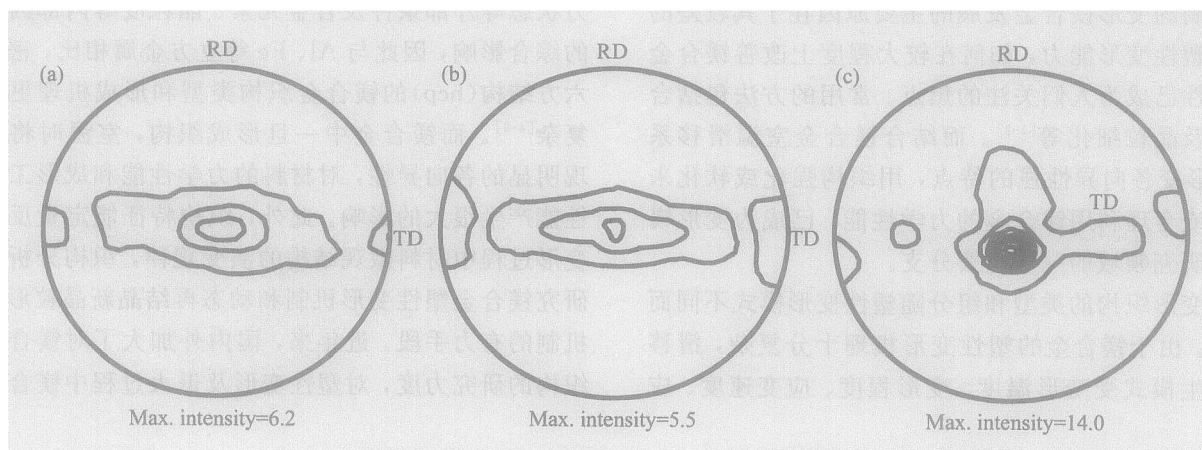


图2 AZ61 镁合金轧制样品的(0002)基面极图^[7]

Fig. 2 (0002) pole figures of rolled AZ61 magnesium alloy^[7]

(a) —10 mm; (b) —4 mm; (c) —1 mm

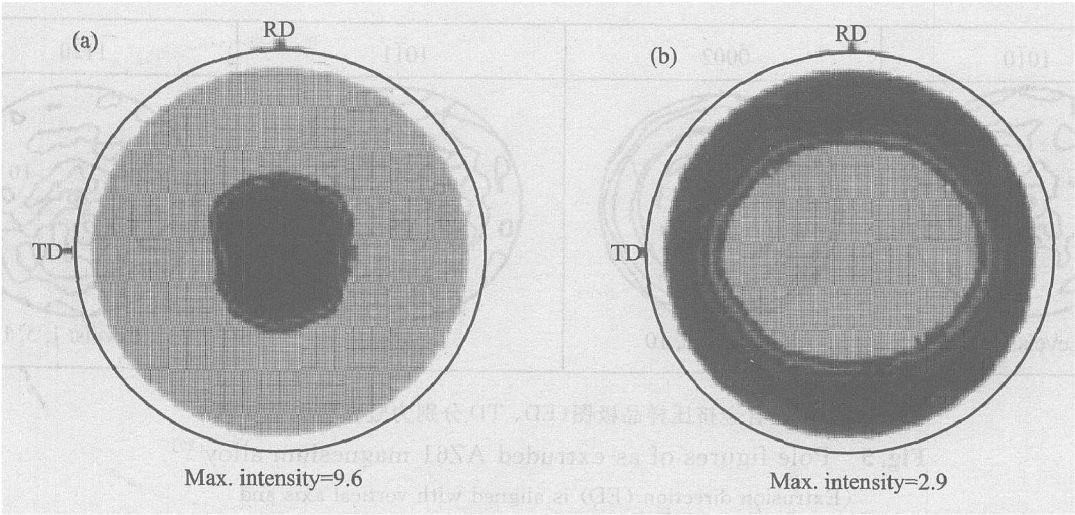


图 3 AZ31 镁合金冷轧样品的(0002) (a) 和(11 $\bar{2}$ 0) (b) 极图^[23]

Fig. 3 (0002) (a) and (11 $\bar{2}$ 0) (b) pole figures of cold rolled AZ31 magnesium alloy^[23]

切面与挤压方向成一定夹角。Kim 等^[19] 研究了 ECAP 过程中镁合金的组织演变规律, 实验用材料为经常规热挤压后的 AZ61 圆棒, 具有理想的 (0001) 纤维组织(图 4)。1 道次挤压后, 组织轴绕法向偏转 10°左右; 2 道次后, 初始纤维组织完全消失, 最大极密度由 7.0 降至 2.8; 3、4 道次后的主要组织组分分别为(10 $\bar{1}$ 2)[$\bar{2}$ 201]+(10 $\bar{1}$ 1)[$\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0]及(10 $\bar{1}$ 2)[$\bar{2}$ 201]+(10 $\bar{1}$ 2)[02 $\bar{2}$ 1]; 经 8 道次挤压后, 组织组分转变为(10 $\bar{1}$ 1)[0 $\bar{1}$ 11]+(10 $\bar{1}$ 2)[$\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0](见图 4)。

1.4 镁合金再结晶组织

冷变形金属在随后的再结晶退火过程中, 组织组分发生变化而形成再结晶组织。研究表明, 再结晶过程中的定向形核及核心的选择生长是导致形成再结晶组织的根本原因^[4]。Prado^[20] 等研究了挤压态 AZ61 镁合金退火过程中的组织演变规律。图 5 及图 6 所示分别为挤压和退火样品的 {10 $\bar{1}$ 0}、{0002}、{10 $\bar{1}$ 1}、{11 $\bar{2}$ 0} 极图, 挤压样品中大部分晶粒均以 {10 $\bar{1}$ 0}、{0002} 或 {11 $\bar{2}$ 0} 晶面平行于挤压板表面。在随后的退火过程中组织发生了明显变化, 随退火温度的升高和时间的延长, {0002} 基面组织不断增强, 其原因是晶粒的选择生长, 即基面平行于挤压板表面的晶粒容易长大。

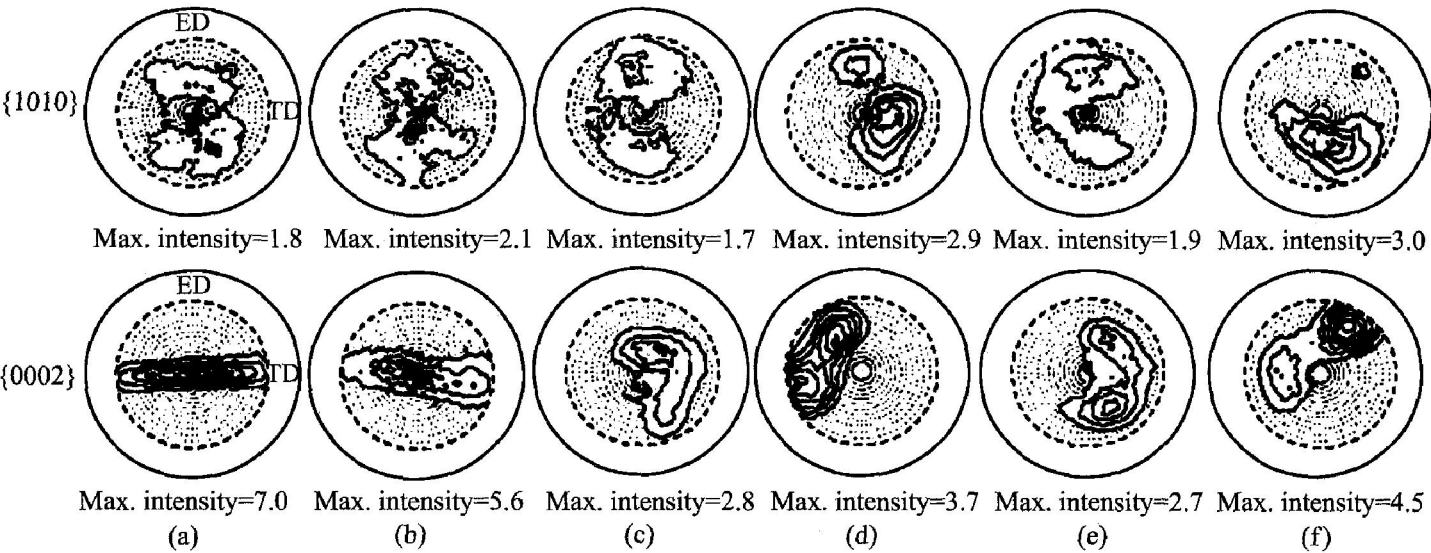


图 4 不同道次 ECAP 后 AZ61 镁合金样品的(10 $\bar{1}$ 0) 和(0002) 极图^[19]

Fig. 4 (1010) and (0002) pole figures of unECAPed and ECAPed AZ61 magnesium alloys^[19]

(a) —unECAPed; (b) —1 pass; (c) —2 passes; (d) —3 passes; (e) —4 passes; (f) —8 passes

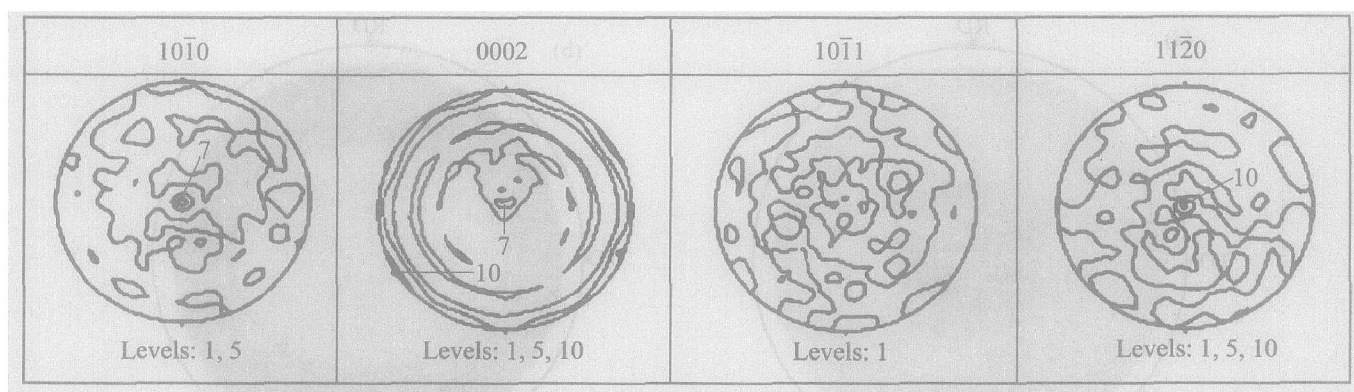


图 5 AZ61 镁合金挤压样品极图(ED、TD 分别为竖直和水平方向)^[20]

Fig. 5 Pole figures of as-extruded AZ61 magnesium alloy^[20]
(Extrusion direction (ED) is aligned with vertical axis and
transverse direction (TD) is parallel to horizontal axis)

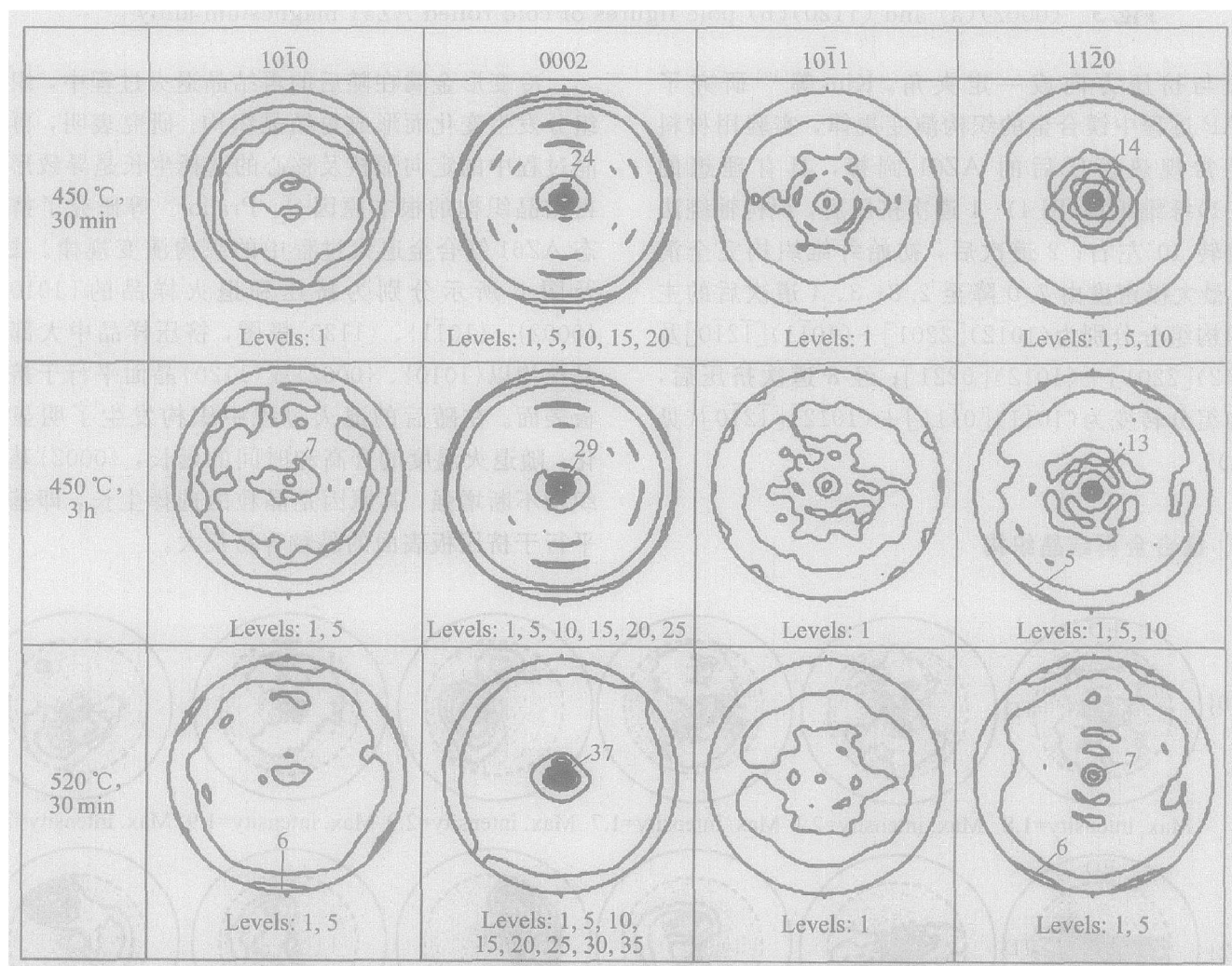


图 6 AZ61 镁合金退火样品的极图(ED、TD 分别为竖直和水平方向)^[20]

Fig. 6 Pole figures of AZ61 magnesium alloys annealed under different conditions^[20]
(ED is aligned with vertical axis and TD is parallel to horizontal axis)

由于镁合金层错能低,在热变形过程中易发生动态再结晶,会对织构组分产生很大影响。Valle 等^[17]研究了热轧过程中AZ61镁合金织构的演变

规律,结果发现,具有(0001)纤维织构的坯料板,经一道次轧制后初始织构明显减弱,这可归因于热轧过程中的DRX。

2 镁合金织构的形成机理

镁合金变形织构是塑性变形过程中, 晶粒的转动和取向的定向流动所致。塑性变形过程中, 晶粒在外加应力的作用下会发生转动并引起其取向发生变化。设变形前晶体内的单位矢量 $\boldsymbol{r}$ 在变形后变成 $\boldsymbol{R}$, $\boldsymbol{r}$ 与 $\boldsymbol{R}$ 之间的夹角为 θ , $\boldsymbol{T}(\boldsymbol{T} = \boldsymbol{T}_1 + \boldsymbol{T}_2 + \boldsymbol{T}_3)$ 为晶体转动时所围绕的轴线, 则变形前后晶体取向 g_0 与 g_1 之间的关系为^[4]

$$g_1 = \begin{bmatrix} (1 - T_1^2)\cos\theta + T_1^2 & T_1T_2(1 - \cos\theta) + T_3\sin\theta & T_1T_3(1 - \cos\theta) - T_2\sin\theta \\ T_1T_2(1 - \cos\theta) - T_3\sin\theta & (1 - T_2^2)\cos\theta + T_2^2 & T_2T_3(1 - \cos\theta) + T_1\sin\theta \\ T_1T_3(1 - \cos\theta) + T_2\sin\theta & T_2T_3(1 - \cos\theta) - T_1\sin\theta & (1 - T_3^2)\cos\theta + T_3^2 \end{bmatrix} g_0$$

晶体转动方向与应力状态有关。对单晶体而言, 在拉应力作用下其滑移方向转向拉伸方向; 在压应力作用下, 滑移面转到与外应力垂直的方向。轧制变形时, 若除去静水压力的影响则为近似的平面应力状态, 即沿板法向受压和轧向受拉, 结果使滑移面平行于轧板表面, 滑移方向平行于轧向^[4, 6]。

与单晶体相比, 多晶体的塑性变形要复杂得多, 必须考虑相邻晶粒之间的相互作用及其对取向分布的影响。由于多晶体内各晶粒周围的环境非常复杂, 因此常用变形模型加以简化。常见的多晶体变形模型有 2 种^[21, 22]。一种是 Sachs 模型, 该模型假设多晶体内各晶粒均承受相同的应力, 但由于晶粒间取向不同, Schmid 因子有别, 所开动的滑移系也不相同, 结果造成晶界上应变张量特别是切应变张量的间断。若忽略晶粒间应变的不连续性, 则可以认为各晶粒的变形特征与单晶体相同。据此模型, 当镁合金在 498 K 温度以下变形时, 其塑性变形机制为基面滑移和锥面孪生, 若变形程度足够大, 将形成理想的{0001}基面纤维织构或板织构。另一种是 Taylor 模型, 该模型认为在外加应力作用下, 多晶体内各晶粒均产生相同的应变。为了协调各晶粒之间的任意变形, 必须有至少 5 个独立的滑移系同时开动。通过选取 5 个合理的滑移系及相应的滑移量, 即可实现应变的连续。各滑移系的开动能力受其临界剪切应力(CRSS)大小的支配, 而相应的滑移量由滑移面的位错特征决定。室温变形时, 镁合金基面滑移的 CRSS 远小于柱面及锥面滑移的 CRSS, 只有 3 个几何滑移系和 2 个独立的滑移系, 但可通过锥面孪生来协调变形。塑性变形时, 镁合金在外加应力作用下, 部分晶粒的滑移系

因 Schmid 因子最大、CRSS 最小而位错滑移首先启动。随着该位错滑移量的增加, 一方面晶粒发生转动而使取向发生变化, 另一方面使其与近邻晶粒之间的应变不连续量增大, 在晶粒之间产生第二类附加应力而改变各晶粒的应变状态。当起始滑移系的位错滑移量增大到一定程度时, 晶粒取向和应力状态均发生较大变化, 以致其它晶粒滑移系的取向因子高于该晶粒滑移系而改变滑移系开动状态并最终实现应变的连续。

纵观国内外研究现状, 对镁合金变形织构生成的定量分析大多基于 Taylor 模型。按 Taylor 模型进行分析时, 必须要确定各滑移模式在塑性变形过程中的滑移量及其对总应变的贡献大小。对镁合金而言, 其关键是确定基面滑移、柱面滑移、锥面滑移及锥面孪生的相对 CRSS 比值及滑移系的组合方式。一定温度下镁合金各滑移系的 CRSS 比值可由相应单晶体的试验数据获得, 但该比值随变形温度的不同而异, 因此镁合金变形织构的定量分析十分复杂, 一般需事先设定不同的比值, 然后来分析不同滑移系组合方式下其织构生成。由此可知, 通过对镁合金织构的定量分析并与实际织构进行对比研究, 可以反过来阐明其塑性变形机理。

Styczynski 等^[23]采用 Taylor 模型对 AZ31 镁合金冷轧织构进行了定量分析, 所用变形模式的组合方式及相对临界剪切应力如表 1 和表 2 所示。结果表明, 基面滑移、棱柱面滑移、锥面滑移及孪生变形等各种模式, 均在塑性变形过程中发挥作用, 锥面滑移的难易程度, 对织构组分具有决定性的影响(见图 7)。

Yoshida 等^[24]研究了 ECAP 过程中镁合金织构的形成机理, 实验样品为经常规热挤压的 AZ31 镁合金圆棒, 具有较强的{0001}基面纤维织构。在 523 K 挤压时, 在变形初始阶段, 矩形单元体在纯剪切应力作用下, 并可将其分解为轴向压应力和径

表 1 镁合金塑性变形模式及相对临界剪切应力^[23]

Table 1 Deformation mode and range of relative CRSS ^[23]		
Deformation mode	Slip plane and direction	Relative CRSS
Basal (b)	{0001} <2110>	1
Prismatic (pr)	{0110} <2110>	1~5
Pyramidal (py1)	{0111} <2110>	1~5
Pyramidal (py2)	{1212} <1213>	1~7
Twinning (tw)	{0112} <0111>	0.5~7

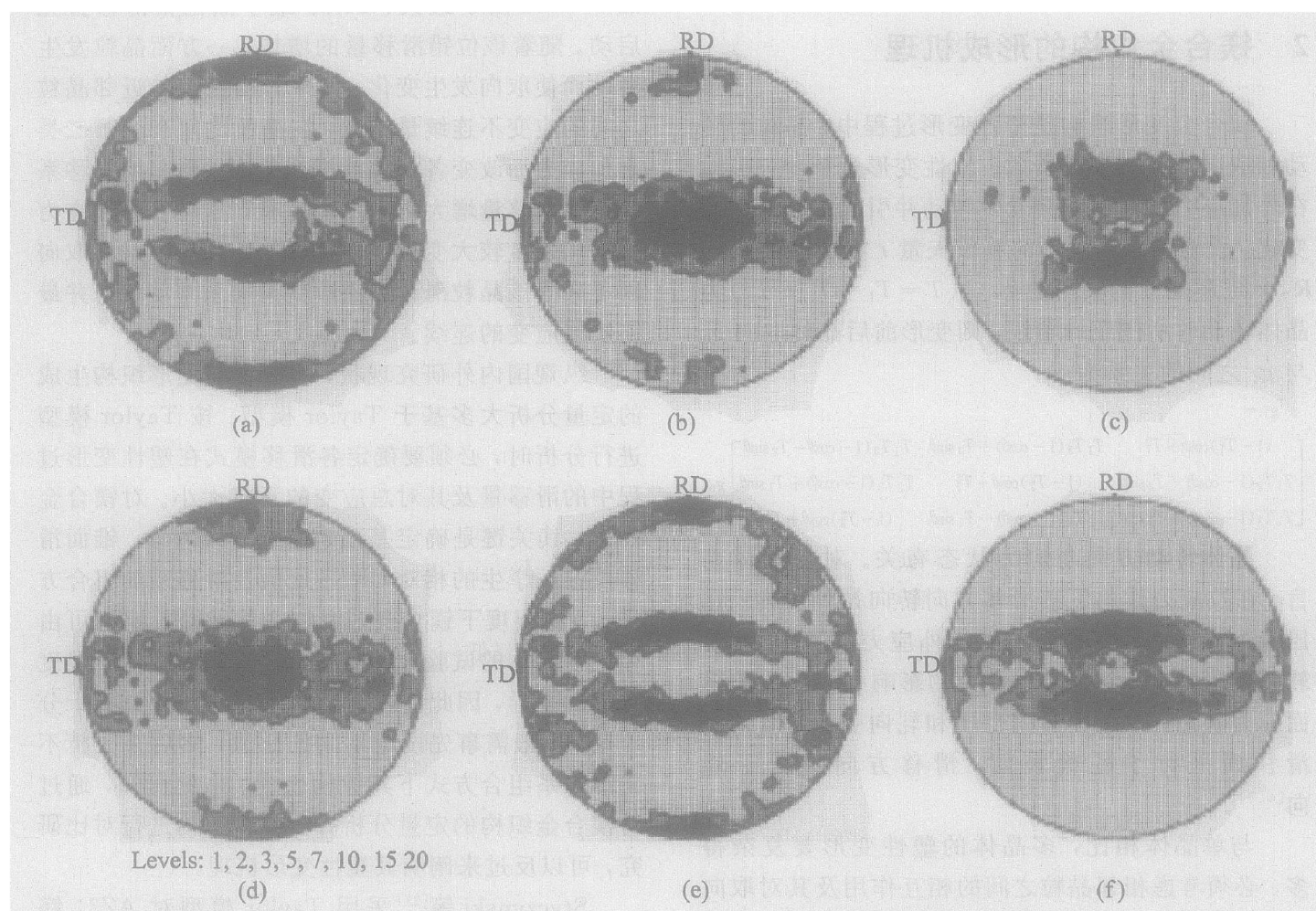


图 7 不同变形模式组合条件下 AZ31 镁合金冷轧板(0002) 极图织构模拟结果^[23]

Fig. 7 Simulated (0002) pole figures of cold rolled AZ31 magnesium alloy sheets under different combinations of deformation mode^[23]

- (a) —Combination A, Max. intensity= 8.85; (b) —Combination B, Max. intensity= 8.53;
 (c) —Combination C, Max. intensity= 27.07; (d) —Combination D, Max. intensity= 8.91;
 (e) —Combination E, Max. intensity= 10.24; (f) —Combination CE, Max. intensity= 13.43

表 2 变形模式的组合方式及相对临界剪切应力^[23]

Table 2 Combinations of deformation mode and relative CRSS^[23]

Designation	Combination mode	Relative CRSS
A	b+ py1+ py2	1.0~1.0~3.0
B	b+ py1+ tw	1.0~1.0~3.0
C	b+ py2+ tw	1.0~3.0~0.5
D	b+ tr+ tw	1.0~1.5~3.0
E	b+ pr+ py2	1.0~1.0~3.0
CE	b+ pr+ py2+ tw	1.0~2.4~3.0~2.0

向拉应力。此时由于大部分晶粒的基面均平行于轴向，基面滑移系的 Schmid 因子近似为零而不能启动，塑性变形主要依靠柱面滑移和锥面孪生实现。

柱面滑移使晶粒绕 c 轴转动而不改变基面取向，锥面孪生的结果使部分晶粒的基面转到与轴向垂直。随着变形的发展金属流入扇形塑性变形区，应力主轴发生转动，使各滑移系的 Schmid 因子发生变化，基面滑移系得以启动。基面滑移的结果使大部分晶粒的基面垂直于压应力方向，即沿剪切平面平行于拉应力方向而与挤压方向成一定夹角(角度由模具结构决定)。在 573 K 挤压时，由于温度的升高而使锥面滑移的 CRSS 减小，锥面滑移比孪生更容易启动，而锥面滑移的结果使基面与应力主轴方向倾斜，基面滑移系因 Schmid 因子增大而被激活。随着变形的继续，基面随应力主轴而转动，最终大部分晶粒的基面平行于挤压方向。由此可见，不同温度下织构特征的差异主要是有变形初期塑性变形模式不同所引起的。

3 晶体学织构对镁合金力学性能的影响

忽略晶粒形状的影响, 随机取向的多晶体在宏观上具有各向同性的力学性能, 一旦呈现织构, 将表现出各向异性。多晶镁合金的各向异性主要取决于两方面的因素: 相应的单晶镁合金各向异性及多晶体中的晶粒取向分布函数。前者是由镁的晶格结构及塑性变形机理决定的, 而后者与材料的化学成分、制备与加工工艺及变形体所处应力状态等因素有关。

3.1 镁合金单晶体的各向异性特征

纯镁及大部分镁合金均具有密排六方(hcp)晶格结构, 其轴比(c/a)值为 1.623, 室温时的主要塑性变形机制为 $\{0001\}[\bar{1}120]$ 基面滑移和 $\{10\bar{1}2\}[\bar{1}120]$ 锥面孪生。塑性变形时, 单晶镁合金的屈服强度并非材料常数, 而是受晶粒滑移面和滑移方向与外加应力取向即 Schmid 因子的影响。当外加应力垂直于 $\{0001\}$ 基面时, 基面 Schmid 因子趋于零, $\{0001\}[\bar{1}120]$ 滑移系不能启动, 结果屈服强度升高而塑性降低。此外, 由于 $\{10\bar{1}2\}[\bar{1}120]$ 孪生导致晶粒沿 c 轴方向发生延伸变形, 因此沿 c 轴压缩或沿垂直于 c 轴拉伸变形时, 基本孪生系难以启动。结果沿 c 轴变形时, 压缩屈服强度高于拉伸屈服强度; 而沿垂直于 c 轴方向变形时, 压缩屈服强度低于拉伸屈服强度。

温度是影响镁合金塑性变形机制的重要因素。高于 498 K 变形时, $\{10\bar{1}0\}[\bar{1}2\bar{1}0]$ 棱柱面和 $\{10\bar{1}1\}[\bar{1}2\bar{1}0]$ 锥面等潜在滑移系被激活。特别是 $\{10\bar{1}1\}[\bar{1}2\bar{1}0]$ 锥面滑移, 能协调 c 轴压缩及垂直于 c 轴方向的延伸变形, 使镁合金的各向异性减弱。有研究表明, 一些二级孪生系统也有类似作用。

3.2 织构对镁合金力学性能的影响

具有织构的多晶镁合金, 其力学性能受晶粒度与晶粒取向分布函数的综合影响, 力学行为表现出与单晶镁合金相似的某些特征。

Mabuchi 等^[25]用常规热挤压及 ECAP 工艺制备了具有相同晶粒度的 AZ91 镁合金, 室温时二者沿挤压方向的拉伸屈服强度存在明显差异, 分别为 364 MPa 和 277 MPa。织构分析表明, 热挤压样品的织构特征为基面平行于挤压方向, 拉伸时各晶粒

基面滑移系 Schmid 因子为零, 因此强度较高; ECAP 样品中, 基面沿剪切面与挤压方向成 45° 分布, 晶粒处于软取向而使强度降低。

Kaiser 等^[26]研究了 AZ31 镁合金轧制板材的织构与各向异性, 发现了板材存在明显的各向异性, 轧向屈服强度比横向屈服强度低。 R 值也有类似规律, 从轧向时的 1.0 逐步增大到横向时的 3.5。随着实验温度的升高, 各向异性减弱甚至消失。分析表明, 在 AZ31 镁合金轧板中, 存在 $\{0001\}$ 基面织构, 且基面法向部分偏向轧向, 使沿轧向拉伸时基面 Schmid 因子增大, 屈服强度降低。温度升高时, 更多的滑移模式被激活, 各向异性减弱。

研究表明, AZ31 镁合金挤压棒具有 $\{0001\}$ 纤维织构。沿挤压轴方向压缩变形过程中, 晶粒取向发生变化。随着压缩变形程度的增大, $\{0001\}$ 基面织构分解为 $\{10\bar{1}0\}$ 和 $\{2\bar{1}10\}$ 织构, 产生织构软化而使屈服强度降低。

Wu 等^[27]研究了 AZ31B 镁合金不同温度轧制后的织构与力学性能之间的关系。结果发现, 373、573 和 673 K 轧制样品的强度和塑性均几乎相同, 473 K 轧制样品的强度明显偏低, 但塑性显著升高。样品织构分析显示, 573 K 和 673 K 轧制样品中具有较强的 $\{0001\}$ 纤维织构, 而 473 K 轧制样品中 $\{0001\}$ 织构强度较弱。 $\{0001\}$ 基面织构降低了板材的二次成形能力。Agnew 等系统研究了室温至 523 K 温度范围内镁合金轧板的各向异性。在试验温度范围内, 轧向强度均低于横向强度, 随温度升高各向异性减弱。

Kim 等^[28]研究了 ECAP 工艺制备的 AZ61 镁合金织构与力学性能。随着挤压道次的增加, 晶粒尺寸减小, 延伸率明显升高, 但材料的屈服强度反而有所降低(表 3)。特别是经过 8 道次 ECAP 挤压

表 3 不同道次 ECAP AZ61 镁合金的晶粒尺寸和力学性能^[28]

Table 3 Grain size and mechanical properties of AZ61 magnesium alloy ECAPed by different passes ^[28]				
ECAP pass	Grain size/ μm	Yield stress/ MPa	Ultimate tensile strength/ MPa	Elongation/ %
0	24.4	215	322	33
1	15.8	193	302	34
2	12.5	202	317	39
3	11.2	208	329	35
4	10.6	191	317	42
8	8.4	154	310	55

后, 屈服强度由 215 MPa 降至 161 MPa。而根据 Hall-Petch 公式: $\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ (式中 σ 为多晶体强度, σ_0 为相应的单晶体强度, d 为晶粒尺寸, k 为与材料性能有关的常数), 晶粒细化将导致镁合金强度的提高。由此可见, 多晶镁合金的宏观力学性能并不单纯遵守 Hall-Petch 公式, 这是因为多晶材料的力学性能同时受晶粒尺寸和晶体学织构的影响。如表 4 所示, 8 道次样品中, 晶粒呈现特殊的取向, 大部分晶粒的基面沿剪切面与挤压轴方向成 45° , 因此沿挤压方向拉伸时, $\{0001\}$ 基面滑移系 Schmid 因子大而容易启动, 使屈服强度降低, 即所谓的织构软化。ECAP 镁合金强度是细晶强化和织构软化综合作用的结果, 关键看何者占优势。

塑性变形时, 通常都是临界剪切应力 (CRSS) 小、Schmid 因子大的滑移系最先启动。室温变形时, 镁合金非基面滑移比基面滑移的 CRSS 大得多, 织构对镁合金力学性能的影响, 其实质是通过改变各滑移系特别是 $\{0001\}$ $[11\bar{2}0]$ 基面滑移系的 Schmid 因子、产生织构强化或软化而实现的。

4 影响镁合金织构的基本因素

与 Al、Fe 等立方结构金属相比, 六方结构的镁合金织构类型更多, 影响因素也十分复杂, 主要包括合金元素、制备与成形工艺及外加应力特征等。

4.1 合金元素的影响

Agnew 等^[29, 30] 对比了纯镁、Mg-Y 及 Mg-Li 合金的变形织构特征 (见图 8)。在单向压缩变形过程中, 纯镁形成理想的 $\{0001\}$ 纤维织构。Mg-Y 及 Mg-Li 合金虽然也具有相同类型的织构, 但织构强

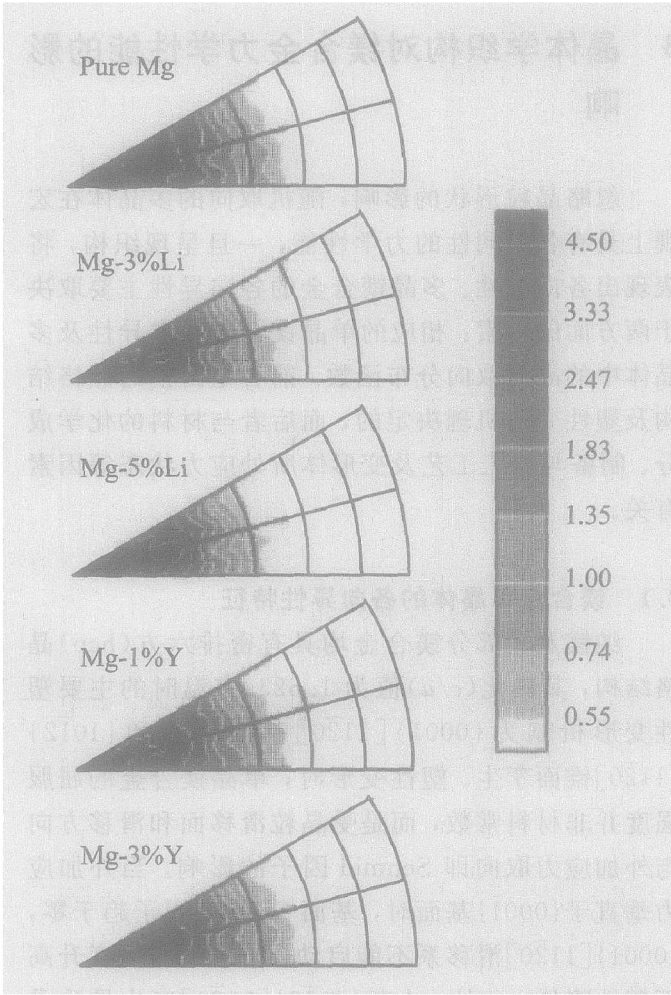


图 8 纯镁、Mg-Y 及 Mg-Li 合金的反极图^[30]

Fig. 8 Inverse pole figures of pure Mg, Mg-Y and Mg-Li alloys^[30]

度明显减弱。其原因是 Y、Li 等合金元素改变了纯镁的晶格结构, 使 c/a 值降低, 晶格对称性增强从而锥面滑移系被激活。Huang 等^[31] 研究发现, 在相同温度下经 4 道次 ECAP 挤压后, ZK31 与 AZ31 镁合金所形成的织构不同。ZK31 合金 ECAP 样品中, 大部分晶粒的 $\{0001\}$ 基面均平行于挤压方向,

表 4 不同道次 ECAP AZ61 镁合金的织构与 Schmid 因子^[28]

Table 4 Textures and Schmid factor values of AZ61 magnesium alloy ECAPed by different passes^[28]

ECAP pass	Texture components	Schmid factor	
		Basal	Prismatic
0	ED // $[10\bar{1}0]$	0, 0, 0	0, 0.43, 0.43
1	ED // $[10\bar{1}0]$	0, 0-0.15, 0-0.15	0, 0.43, 0.43
2	$(10\bar{1}4)[\bar{2}201]$	0, 0.33, 0.33	0, 0.36, 0.36
3	$(0\bar{1}2)[\bar{2}201] + (10\bar{1}1)[\bar{1}2\bar{1}0]$	0, 0.33, 0.33	0, 0.36, 0.36
		0, 0, 0	0, 0.43, 0.43
4	$(10\bar{1}2)[\bar{2}201] + (10\bar{1}2)[0\bar{2}21]$	0, 0.33, 0.33	0, 0.36, 0.36
		0, 0.33, 0.33	0, 0.36, 0.36
8	$(10\bar{1}1)[0\bar{1}11] + (10\bar{1}2)[\bar{1}2\bar{1}0]$	0, 0.44, 0.44	0, 0.23, 0.23
		0, 0, 0	0, 0.43, 0.43

而 AZ31 合金的组织特征为大部分晶粒的基面与挤压方向成一定倾角。可以认为, 合金元素的影响主要是通过改变合金晶格常数和层错能, 进而改变塑性变形模式以及各种变形模式在塑性变形过程中的作用和贡献, 使晶体取向发生变化。

4.2 变形温度的影响

变形温度对镁合金组织类型和组分均具有重要影响。随变形温度的提高, 特别是在 498 K 以上时, 柱面和锥面等潜在滑移系被激活, 且滑移系之间的 CRSS 差值减小, 各滑移系对总塑性应变的贡献发生变化, 结果使镁合金的组织组成变得更复杂, 各种类型组织的锋锐程度也有不同程度的增减。

Tanno 等^[32]研究了轧制温度对 AZ31 镁合金变形组织的影响。轧制样品的(0001)极图分析表明, 623 K 下经 12 道次轧制后轧板中具有较弱的{0001}基面组织; 先经 623 K 4 道次轧制、然后于 473 K 8 道次轧制后, 形成强的{0001}基面组织, 基面法线分布在与板法向成 10° 范围内。Wu 等^[27]的研究也有类似的结果, 即随着轧制温度的升高, {0001}组织减弱。500 °C 轧制时, {0001}组织完全消失, 形成{0552}+{0110}组织。这种新组织的形成是高温下基面、柱面、锥面滑移和孪生及晶粒异常长大所导致的。

温度对 ECAP 镁合金组织亦有影响。研究表明^[19], 在 523 K 以下挤压时, 晶粒取向特征为{0001}基面沿剪切平面与挤压轴成 45° 分布; 而在 573 K 以上挤压时, 大部分晶的基面均平行于挤压方向。造成这种差异的根本原因是挤压温度不同时变形初期滑移模式也不相同。

4.3 变形速度的影响

Pyzalla 等^[33]研究了变形程度和速度对 AZ81 镁合金组织的影响, 发现{0001}组织强度随变形程度增大而增强, 随变形速度增大而减弱。Takuda 等^[34]研究了应变速率对 MgLiZn 组织的影响, 该类合金由富 Mg 的 α 相(hcp)和富 Li 的 β 相(bcc)组成, α 相的取向分布对应变速率不敏感, 但随着应变速率的降低, β 相由立方组织分解为(001)[110]+(112)[110]组织。

变形速度对组织的影响机理尚不十分清楚, 本文作者认为主要表现在两方面: 1) 温度-速度机制, 即变形速度将影响变形过程中工件的温度变化, 特别是当变形温度较低时, 增大变形速度可导致显著温升; 2) 速度控制机制, 温度较高时, 多晶镁合金

的塑性变形机制十分复杂, 同时包含位错滑移、晶粒转动、晶界和晶内扩散及回复与动态再结晶(DRX)等速度控制过程, 因此变形速度对这些过程会产生重要影响, 从而使塑性变形模式发生变化并最终导致组织类型或强弱的不同。

4.4 外加应力的影响

镁合金变形组织是在外加应力作用下发生晶粒转动形成的, 外加应力不同, 晶粒的转动方式有别, 生成的组织也发生变化。

在棒材挤压或拉伸等轴对称变形过程中, 若除去静水压力的影响, 则变形体实际处于两压一拉的应力状态, 形成{0001}纤维组织, 基面平行于最大主变形方向。轧制变形时, 变形体处于轧向拉伸、法向压缩的平面应力状态, 形成{0001}板组织。在 ECAP 过程中, 镁合金承受纯剪切应力的作用, 结果形成独特的组织, 其特征为随挤压温度的不同, 大部分晶粒的基面平行于挤压方向或与挤压方向成一定夹角。

4.5 晶粒度的影响

晶粒度对镁合金组织的影响少见报道, 但大量研究表明^[35-39], 晶粒大小能影响镁合金塑性变形机制, 晶粒细化不仅能提高镁合金强度和塑性, 而且能抑制孪晶的形成并导致高应变速率和低温超塑性。细晶镁合金即使在室温条件下也可能发生晶界滑动(GBS), 使晶粒取向发生变化。因此, 影响镁合金晶粒度的因素将对其组织类型和强弱产生影响, 但有关这方面的工作有待进一步研究。

5 结语

镁合金在挤压、轧制等塑性变形过程中易形成较强的(0002)基面组织, 给后续成形带来不利。因此对镁合金组织的控制具有十分重要的意义, 而如何削弱基面取向是镁合金组织研究领域的关键课题。由于影响镁合金组织组分的因素十分复杂, 这既对镁合金的组织控制增添了很大困难, 同时也提供了更大的利用空间。

与铝、铁等立方金属组织相比, 对镁合金组织的研究尚不成熟, 国内更是基本处于空白状态。进一步弄清镁合金组织演变规律及影响因素, 并以组织构成因为基础, 从铸造、变形和退火等方面综合考虑, 采取有效手段对组织组分进行合理控制, 必能在较大程度上改善变形镁合金的成形和使用性能。

REFERENCES

- [1] 汪凌云, 黄光胜, 范永革, 等. 变形 AZ31 镁合金的晶粒细化[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13 (3): 594 - 598.
WANG Ling-yun, HUANG Guang-sheng, FAN Yong-ge, et al. Grain refinement of wrought AZ31 magnesium alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(3): 594 - 598.
- [2] 于彦东, 张凯锋, 蒋大鸣, 等. 轧制镁合金超塑性和超塑胀形[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13 (1): 71 - 75.
YU Yan-dong, ZHANG Kai-feng, JIANG Da-ming, et al. Superplasticity and superplastic bulging capability of rolled magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(1): 71 - 75.
- [3] Watanabe H, Mukai T, Kohzu M, et al. Low temperature superplasticity in ZK60 magnesium alloy [J]. Materials Transactions, 1999, 40(8): 809 - 814.
- [4] 毛卫民. 金属材料的晶体学织构与各向异性[M]. 北京: 科学出版社, 2002.
MAO Wei-min. Crystallography Textures and Anisotropy in Metals[M]. Beijing: Science Press, 2002.
- [5] 毛卫民, 张新民. 晶体材料织构定量分析[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1993.
MAO Wei-min, ZHANG Xin-min. Quantitative Analysis of Texture in Crystals [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1993.
- [6] 张信钰. 金属和合金的织构[M]. 北京: 科学出版社, 1976.
ZHANG Xin-yu. Texture in Metals and Alloys[M]. Beijing: Science Press, 1976.
- [7] Prado M T, Valle J A, Ruano O A. Effect of sheet thickness on the microstructure evolution of an Mg alloy during large strain hot rolling[J]. Scripta Materialia, 2004, 50: 667 - 671.
- [8] WANG Y N, HUANG J C. Texture analysis in hexagonal materials[J]. Mater Chemistry and Phy, 2003, 81: 11 - 26.
- [9] YANG P, YU Y, CHEN L, et al. Experimental determination and theoretical prediction of twin orientations in magnesium alloy AZ31[J]. Scripta Materialia, 2004, 50: 1163 - 1168.
- [10] Kalidindi S R. Incorporation of deformation twinning in crystal plasticity models[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1998, 46: 267 - 290.
- [11] Kainer K U. Microstructure, mechanical properties and deformation behaviour of extruded magnesium alloys[A]. Mordike B L, Kainer K U. Magnesium Alloys and Their Applications[C]. Weinheim: WILEY-VCH, 2000. 596 - 601.
- [12] Myagchilov S, Dawson P R. Evolution of texture in aggregates of crystals exhibiting both slip and twinning[J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 1999, 7: 975 - 1004.
- [13] Wagner L, Hilpert M, Wendt J. On methods for improving the fatigue performance of the wrought magnesium alloys AZ31 and AZ80[J]. Materials Science Forum Vols, 2003, 419 - 422: 93 - 102.
- [14] Kalidindi S R. Modeling anisotropic strain hardening and deformation textures in low stacking fault energy materials [J]. International Journal of Plasticity, 2001, 17: 837 - 860.
- [15] Christian J W, Mahajan S. Deformation twinning[J]. Progress in Materials Science, 1995, 39: 1 - 157.
- [16] Poss R. Sheet metal production of magnesium[J]. Materials Science Forum Vols, 2003, 419 - 422: 327 - 336.
- [17] Valle J A, Prado M T, Ruano O A. Texture evolution during large-strain hot rolling of the AZ61 Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2003, A355: 68 - 78.
- [18] Yoshida Y, Kamado S, Kojima Y. Application of ECAE processed magnesium alloys[J]. Journal of Japan Institute of Light Metals, 2001, 51(10): 556 - 562.
- [19] Kim W J, Hong S I, Kim Y S, et al. Texture development and its effect on mechanical properties of an AZ61 Mg alloy fabricated by equal channel angular pressing[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 3293 - 3307.
- [20] Prado M T, Ruano O A. Texture evolution during grain growth in annealed Mg AZ61 alloy[J]. Scripta Materialia, 2003, 48: 59 - 64.
- [21] Houtte P V. Simulation of the rolling and shear texture of brass by the Taylor theory adapted for mechanical twinning[J]. Acta Metallurgica, 1978, 26: 591 - 604.
- [22] Taylor G I. Plastic strain in metals[J]. J Inst Met, 1938, 62: 307 - 324.
- [23] Styczynski A, Hartig C, Bohlen J. Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 50: 943 - 947.
- [24] Yoshida Y, Cisar L, Kamado S, et al. Texture development of AZ31 magnesium alloy during ECAE processing[J]. Materials Science Forum Vols, 2003, 419 - 422: 533 - 588.

- [25] Mabuchi M, Chino Y, Iwasaki H, et al. The grain size and texture dependence of tensile properties in extruded Mg-9Al-1Zn [J]. Materials Transactions, 2001, 42(7): 1182 - 1189.
- [26] Kaiser F, Letzig D, Bohlen J, et al. Anisotropic properties of magnesium sheet AZ31 [J]. Materials Science Forum Vols, 2003, 419 - 422: 315 - 320.
- [27] Wu S K, Chou T S, Wang J Y. The deformation texture in AZ31B magnesium alloy [J]. Materials Science Forum Vols, 2003, 419 - 422: 527 - 532.
- [28] Kim W J, Jeong H G. Mechanical properties and texture evolution in ECAP processed AZ61 Mg alloys [J]. Materials Science Forum Vols, 2003, 419 - 422: 201 - 206.
- [29] Agnew S R, Yoo M H, Horton J A. Texture analysis as a tool for wrought magnesium alloy development [A]. Mordike B L, Kainer K U. Magnesium Alloys and Their Applications [C]. Weinheim: WILEY-VCH, 2000. 119 - 124.
- [30] Agnew S R, Yoo M H, Tom C N. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li and Y [J]. Acta Mater, 2001, 49: 4277 - 4289.
- [31] Huang Z W, Yoshida Y, Cisar L, et al. Microstructures and tensile properties of wrought magnesium alloys processed by ECAP [J]. Materials Science Forum Vols, 2003, 419 - 422: 243 - 248.
- [32] Tanno Y, Mukai T, Asakawa M. Study on warm caliber rolling of magnesium alloy [J]. Materials Science Forum Vols, 2003, 419 - 422: 359 - 364.
- [33] Pyzalla A, Brodmann M, Haefner D. Microstructure, Texture and residual microstrains in MgAl8Zn deformed at very high strain rates [A]. Magnesium Alloys and Their Applications [C]. Weinheim: WILEY-VCH, 2000. 125 - 130.
- [34] Takuda H, Kikuchi S, Kubota K, et al. Formability and strain rate sensitivity of a Mg-8.5Li-1Zn alloy sheet [A]. Magnesium Alloys and Their Applications [C]. Weinheim: WILEY-VCH, 2000. 285 - 290.
- [35] Koike J. New deformation mechanisms in fine-grain Mg alloys [J]. Materials Science Forum Vols, 2003, 419 - 422: 189 - 194.
- [36] Ono N, Nakamura K, Miura S. Influence of grain boundaries on plastic deformation in pure Mg and AZ31 Mg alloy polycrystals [J]. Materials Science Forum Vols, 2003, 419 - 422: 195 - 200.
- [37] Koike J, Ohyama R, Kobayashi T, et al. Grain boundary sliding in AZ31 magnesium alloys at room temperature to 523K [J]. Materials Transactions, 2003, 44(4): 445 - 451.
- [38] Kobayashi T, Koike J, Yoshida Y, et al. Grain size dependence of active slip systems in an AZ31 magnesium alloy [J]. J Japan Inst Metals, 2003, 67(4): 149 - 152.
- [39] Hanawa S, Sugamata M, Kaneko J. Structures and mechanical properties of rapidly solidified Mg-Y based alloys [J]. J Japan Inst Metals, 1997, 47(2): 84 - 89.

(编辑 李向群)