

# 大塑性变形对镁合金微观组织与性能的影响

杜文博, 秦亚灵, 严振杰, 左铁镛

(北京工业大学, 北京 100124)

**摘要:** 综述了在镁合金加工中得到应用的大塑性变形方法, 针对性地分析了不同制备工艺对合金晶粒尺寸、织构、性能的影响, 提出了今后大塑性变形在镁合金加工中的研究重点是: 优化现有加工工艺; 发挥细化晶粒的作用; 控制合金织构; 提高合金的综合性能。

**关键词:** 大塑性变形; 镁合金; 晶粒细化; 织构

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2009)10-1870-06

晶粒细化及织构控制是改善、提高金属材料性能的有效途径。镁具有密排六方晶体结构, 塑性差, 难以塑性加工。晶粒细化能够大幅度提高镁合金的室温强度、塑性和超塑性成形。细化晶粒的方法有许多, 如锻造、挤压、轧制以及随后的再结晶退火处理工艺等, 然而, 这些传统的工艺技术尽管能使材料晶粒尺寸达到 10  $\mu\text{m}$  以下, 仍难以满足高性能材料的要求。采用大塑性变形 (severe plastic deformation, SPD) 技术制备的材料通常具有超细晶 (ultra-fine grained, UFG) 组织, 可获得晶粒尺寸小于 1  $\mu\text{m}$ , 并形成特殊的织构组分, 因而具有优异的力学性能和使用性能。SPD 工艺的一个根本出发点就是材料在发生大的塑性变形同时, 其形状和尺寸基本不发生改变, 其主要原理可归结为: 通过大的塑性变形使材料的位错密度增加, 形成位错壁, 将位错壁转化为大角度晶界, 从而获得超细晶组织以及控制形成不同的织构<sup>[1]</sup>。该技术已经在制备各种超细晶材料领域获得了广泛的应用<sup>[2-5]</sup>。

大塑性变形方法很多, 部分工艺已应用于镁合金材料的加工与制备。本文主要介绍当前镁合金加工中采用的 SPD 工艺及其对镁合金材料的晶粒尺寸、织构和力学性能的影响。

## 1 镁合金加工中的 SPD 技术及其对材料性能的影响

### 1.1 大应变轧制

通常将变形量超过 60% 的轧制称之为大应变轧制 (large strain rolling), 采用此工艺可明显细化组织。

在大应变轧制中, 高应变速率使位错急剧堆积, 应力集中得不到释放, 抑制动态再结晶的形核; 大变形量增加位错密度, 促进再结晶形核, 达到细化晶粒的作用<sup>[6,7]</sup>。

Pérez-Prado 等<sup>[8]</sup>对 AM60 合金进行大应变轧制, 原始材料为 3 mm 厚的铸态 AM60 板材, 450  $^{\circ}\text{C}$  下进行 30 min 的固溶处理, 以获得等轴晶粒。大应变轧制在 375  $^{\circ}\text{C}$  下进行, 下压量分别为 10%, 20%, 30%, 50%, 68%, 80%, 随着下压量的增加, 轧制后的合金晶粒尺寸减小, 68% 下压量时, 平均晶粒尺寸为 3  $\mu\text{m}$ , 80% 下压量时, 平均晶粒尺寸为 1  $\mu\text{m}$ 。图 1 所示不同下压量的 AM60 合金 375  $^{\circ}\text{C}$  一道次轧制后的 (0002) 织构<sup>[8]</sup>, 随着下压量的增加, 合金织构强度显著增加, 并出现偏离基面的双峰织构<sup>[8]</sup>, 织构最强位置出现在与理想基面成 15 $^{\circ}$  夹角的位置, 主要由于大应变轧制中,  $\langle c+a \rangle$  滑移活度增加。A. Müller 等<sup>[9]</sup>对含有准晶相的 Mg-Zn-Y 合金进行大应变轧制, 在电阻炉内熔炼, 用直径为 42 mm 的圆柱形钢模铸造成形。在轧制前, 将合金锻造成 88 mm 的平板, 一道次轧制后的合金板材厚度为 2.6 mm, 二道次轧制后的合金板材厚度为 1 mm, 在经过两道次大应变轧制后, 晶粒尺寸在 1  $\mu\text{m}$  左右, 也出现了偏离基面的双峰织构。对 Mg-Zn-Y 合金的室温力学性能进行测试, 发现经过一道次轧制后的合金屈服强度为 242 MPa, 拉伸强度为 332 MPa, 而经过二道次轧制的合金的屈服强度、拉伸强度分别为 297 MPa, 331 MPa。屈服强度得到了明显的增加, 主要可以归因于合金晶粒的细化。

收稿日期: 2008-10-09

基金项目: 国家科技支撑计划(2006BAE04B09-3); 国家“973”计划(2007CB613706)

作者简介: 杜文博, 男, 1964 年生, 博士, 教授, 北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100124, 电话: 010-67392917, E-mail: duwb@bjut.edu.cn

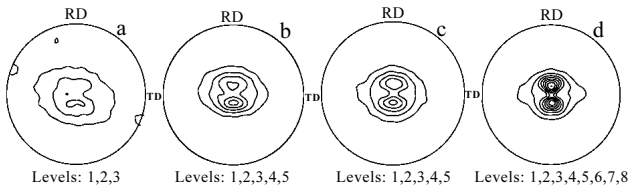


图 1 不同下压量 AM60 合金 375 °C 一道次轧制后(0002)结构

Fig.1 Pole figures illustrating the macrotexture of the AM60 alloy after one rolling pass at 375 °C and different thickness reduction

## 1.2 累积叠轧工艺

累积叠轧 (accumulative roll-bonding, ARB) 是通过将表面进行脱脂及加工硬化等处理后尺寸相等的两块金属薄板材料在一定温度下叠轧并使其自动焊合, 然后重复进行相同的工艺反复叠轧焊合, 从而使材料的组织得到细化、夹杂物分布均匀, 大幅度提高材料的力学性能<sup>[10~12]</sup>。

ARB 过程实际上是平面应变和剪切应变的共同作用, 而剪切变形并不改变板材的厚度, 因此在剪切变形和平面变形叠加的区域, 等效应变中必须加上剪切应变, 才能使等效应变大大增加。对 AZ31<sup>[13]</sup> (初始晶粒 38 μm) 和 AZ91<sup>[13]</sup> 合金 (初始晶粒 23 μm) 在 400 °C 进行 ARB 处理, 下压量为 80%, 每次叠轧前不进行表面处理, 轧制时不添加润滑剂。通过对加工后合金的微观组织观察发现: AZ31 经过 ARB 一道次后, 晶粒呈等轴晶状, 晶粒尺寸为 4 μm, 此后稳定在 3 μm 左右; AZ91 经过一道次后, 晶粒尺寸小于 1 μm, 此后晶粒尺寸逐渐均匀化。Valle 等<sup>[14]</sup> 通过对 AZ61 合金进行 ARB 加工, 发现在下压量小于 50% 时, 两界面无法很好的结合, 而将下压量增加到 50% 以上, 主要的晶粒细化作用集中在第一道次, 随后的道次主要提高微观组织的均匀性。加工温度对晶粒细化的影响较大, 温度越低, 晶粒细化效果越明显, 在下压量为 66%, 300 °C 下叠轧, 发现合金的晶粒达到 1~2 μm, 远小于 400 °C 下得到的合金晶粒尺寸。

Pérez-Prado 等<sup>[15]</sup> 对 AZ91 合金进行 ARB 加工, 并对其力学性能进行测试。加工的原始合金 AZ91 铸造后经过固溶处理, 晶粒尺寸为 23 μm, ARB 处理工艺为 375 °C, 下压量为 80%, ARB 处理后 AZ91 合金晶粒显著细化, 平均晶粒尺寸达到 500 nm 左右, 延伸率保持在 2%, 强度得到了大幅度提高, 由原来的 159 MPa, 经一道次 ARB 后达到 378 MPa, 四道次后达到 405 MPa。强度的提高主要归因于晶粒的细化以及基面织构的出现, 而导致临界剪切应变增加。

## 1.3 等径角轧制工艺

程永奇等<sup>[16]</sup> 对镁合金板材的研究提出了一种等径角轧制 (equal channel angular rolling, ECAR) 工艺, 并针对镁合金的变形特点设计了在普通双辊热轧机上进行实验的 ECAR 装置。该工艺采用普通双辊热轧机, 将 ECAR 模具安装于轧机出口处, ECAR 模具与等径角挤压模具类似。ECAR 过程中, 板材首先通过两轧辊产生一定的轧制压下变形, 然后利用板材与轧辊之间的摩擦力将板材送入模具进口通道, 并使之通过模具转角, 发生剪切变形, 工艺原理图见文献<sup>[17]</sup>。该工艺在铝合金的加工中也有报导<sup>[18]</sup>。

ECAR 工艺制备镁合金板材除了少量研究 ZK60 外<sup>[19]</sup>, 大部分研究围绕 AZ31 板材的加工。通过对 AZ31 合金的 ECAR 工艺研究, 发现经等径角轧制后, 板材发生了剪切变形, 晶粒取向由原来的(0002)基面取向转变为基面取向与非基面取向共存, 材料的极限拉比由原始 AZ31 镁合金的 1.2 增加到 ECAR 后的 1.6<sup>[20,21]</sup>。板材的晶粒与等径角轧制前相比发生了长大, 原始 AZ31 合金的平均晶粒尺寸为 7.5 μm, 经过 ECAR 处理的晶粒尺寸为 11.3 μm, 并有孪晶生成, 且随着轧制道次的增加, 孪晶数量逐渐减少<sup>[22]</sup>。与等径角轧制前的板材相比, 等径角轧制后板材的强度明显提高, 而断裂延伸率变化不大, 尤其是 1 个道次轧制的板材, 其抗拉强度由等径角轧制前的 240 增大到 275 MPa, 屈服强度由 193.8 增大到 239.2 MPa。随着等径角轧制道次的增加, 板材的强度逐渐降低, 至第 4 个道次其抗拉强度降低至 250 MPa, 屈服强度降低至 207.3 MPa, 原因在于等径角轧制后, 板材中出现大量的孪晶, 尤其是一、二道次轧制后的板材, 孪生通过阻碍位错运动来产生加工硬化, 形成应力集中区和失效区, 提高材料强度, 降低材料塑性<sup>[23]</sup>。

## 1.4 大比率挤压

通常把挤压比大于 50:1 的挤压工艺称之为大比率挤压 (high ratio extrusion), 挤压工艺可以为一次大比率挤压和多次累积大比率挤压。大比率挤压的基本原理是: 通过大的挤压比, 使材料在较大的挤压力作用下, 产生大塑性变形, 从而达到细化晶粒的目的。在热挤压过程中, 由于挤压比很大, 晶粒被拉长以至断裂成微小的颗粒, 晶粒之间的相互摩擦加速了破碎过程, 而且弥散分布的第二相质点阻碍晶粒的长大, 从而获得细小的晶粒<sup>[24]</sup>。

Uematsu 等<sup>[25]</sup> 研究了挤压比对合金晶粒细化以及力学性能的影响。原始材料是晶粒尺寸 200~250 μm 的 AZ61 以及 140~150 μm 的 AZ80 合金, 在 613~650 K 之间进行挤压, 挤压速率为 1 m/min, 挤压比分别为 39, 67 以及 133, 通过对挤压后合金的微观组织的观

察,发现合金的晶粒得到明显细化,不同挤压比的 AZ61 合金晶粒尺寸分别为 4.8, 4.7, 3.9  $\mu\text{m}$ , AZ80 的晶粒尺寸分别为 5.9, 5.5, 4.3  $\mu\text{m}$ 。经过不同挤压比的 AZ61 挤压镁合金的 (0002) 极图见文献[25], 挤压过程中镁合金的织构类型与挤压比无关, (0002) 基面与挤压方向成 30° 倾角, 织构强度随着挤压比的增加而增加。大比率挤压的晶粒细化作用明显, 表 1 为各种大比率挤压工艺以及挤压后的晶粒尺寸。

### 1.5 等径角挤压工艺

等径角挤压 (equal channel angular extrusion/presing, ECAE/P), 利用由两个相交的等径通道组成的挤压模具来使金属获得大的塑性剪切变形, 试样变形前后的形状和尺寸不发生改变, 因而可以进行多次挤压变形, 增大变形量。等径角挤压是目前镁合金大塑性变形中应用最广泛也是研究最透彻的一种加工方式, 具有显著的细化晶粒作用, 在 AZ61<sup>[32]</sup>、ZK60<sup>[33,34]</sup> 尤其是 AZ31<sup>[35,36]</sup> 上有大量的研究报道。

根据试样在每道次间旋转方向和角度的不同, 可以把等径角挤压分为 4 种变形途径<sup>[37]</sup>: 路径 A, 每道次挤压后, 试样不旋转, 直接进行下一道次挤压; 路径 B<sub>A</sub>, 每道次挤压后, 试样按 90° 交替旋转进行挤压; 路径 B<sub>C</sub>, 每道次挤压后, 试样按同一方向旋转 90° 进入下一道次; 路径 C, 每道次挤压后, 试样旋转 180°, 进入下一道次。镁合金试样沿路线 B<sub>C</sub> 挤压后显微组织最好, 路径 C 次之, 路径 A 与路径 B<sub>A</sub> 最差<sup>[2]</sup>。

Xia 等<sup>[38]</sup>采用 ECAE 对 AZ31 合金加工, 首先在 380~400 °C 挤压, ECAE 模具的夹角为 90°, 采用路径 B<sub>C</sub>, 加工温度为 200 °C 时, 挤压速率为 240 mm/min, 加工温度为 150 或 100 °C 时, 挤压速率为 0.2 mm/min。加工后合金的晶粒得到明显细化, 四道次 150 °C 以及四道次 100 °C 加工后的合金晶粒尺寸小于 1  $\mu\text{m}$ , 随着

道次的增加, 组织分布会更加均匀。对 Mg-8%Li 合金<sup>[39]</sup>进行 ECAE 加工, 发现铸态合金的晶粒尺寸为 60~70  $\mu\text{m}$ , 对铸造合金挤压后的晶粒尺寸为 3~10  $\mu\text{m}$ , 而挤压后的合金再进行 ECAE 加工时, 晶粒尺寸为 1~7  $\mu\text{m}$ , 经过 ECAE 加工的合金在 200 °C,  $1.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  的应变速率下的伸长率达到 1780%。

### 1.6 反复挤压工艺

往复挤压(reciprocation extrusion, RE)的基本原理与 CEC (cyclic extrusion compression) 工艺相似, 模具内有 2 个截面积相等、在 1 条直线上、中间有 1 个紧缩区分开的模腔, 在模腔的两边分别装置 1 个油压式冲头。在挤压过程中, 试样在冲头的作用下, 到达紧缩区, 此时, 试样受到正挤压变形, 挤压后的试样在另一个模腔的冲头作用下, 发生墩粗变形。当第一模腔内的试样全部被挤压到第二模腔时, 再重复上述过程反向压回, 就完成一个动作循环。重复以上的过程, 直至获得所要的应变为止, 这时移去一侧冲头, 就可以将试样挤出成形<sup>[40]</sup>。这一过程可以无限次的进行下去, 从而获得无限大的应变和细小均匀的等轴晶粒。

Guo 等<sup>[41,42]</sup>对快速凝固法制备的 Mg-6Zn-1Y-0.6Ce-0.6Zr 合金进行反复挤压变形, 通过对微观结构以及力学性能的测试, 探讨反复挤压变形对合金材料的影响。反复挤压工艺模腔直径为 50 mm, 紧缩区域直径为 14 mm, 挤压温度在 320 到 328 °C 之间, 压头速度在 3.22 到 8 mm/min, 而挤压压力为 9 MPa。对合金的微观结构进行观察, 发现经过反复挤压, 合金的微观组织相当均匀, 经过十二道次挤压的基体平均晶粒尺寸为 1.3  $\mu\text{m}$ , 是挤压变形前晶粒尺寸的 1/4, 晶粒得到显著的细化。此工艺制备的 Mg-6Zn-1Y-0.6Ce-0.6Zr 合金的屈服强度可以达到 336 MPa, 延伸率为 27%, 力学性能也得到了明显改善。

表 1 大比率挤压工艺及挤压后的晶粒尺寸

Table 1 Typical extrusion processing and grain sizes in Mg alloys after extrusion

Alloy	Processing means	Extrusion temperature/°C	Grain size/ $\mu\text{m}$	Extrusion ratio
AZ91 <sup>[26]</sup>	PM+extrusion+annealing	280	1-2.8	100
	IM+extrusion+annealing	280	4.1-5	100
ZK60 <sup>[26]</sup>	IM+extrusion+annealing	280	2.2-6.8	100
AZ31 <sup>[27]</sup>	Extrusion	350	5	100
ZK60 <sup>[27]</sup>		310	2.8	100
AZ31 <sup>[28]</sup>	Extrusion sheet	250-350	4.5	100
			2.5	166
AZ91 <sup>[29]</sup>	Two-step extrusion	300	7.2	144
		335	9.8	144
		370	14	144
AZ91 <sup>[30]</sup>	Extrusion sheet	250-350	2.5	>150
AZ31 <sup>[31]</sup>	Extrusion	250	4	100
AZ61 <sup>[25]</sup>	Extrusion	330	3.9	133
AZ80 <sup>[25]</sup>		330	4.3	133

Chen 等<sup>[43]</sup>对 AZ31 合金进行反复挤压, 模腔直径为 30 mm, 紧缩区域直径为 20 mm, 分别进行一、三、七道次挤压, 其相应的应变为 0.81、4.1 以及 10.5; 加载压力为 810 kN, 挤压速度为 7 mm/s。通过对反复挤压的合金微观组织的观察, 发现反复挤压具有显著的晶粒细化作用, 主要的细化作用发生在第一道次, AZ31 经过一道次挤压后的晶粒大小为 2.17  $\mu\text{m}$ , 三道次、七道次挤压后的晶粒尺寸分别为 1.89 和 1.77  $\mu\text{m}$ 。对合金的力学性能进行测试, 发现经过七道次挤压后延伸率是原来的 2.2 倍; 而屈服强度降低了 50 MPa, 由原来的 189 降到 140 MPa, 强度的下降主要归因于位错的湮没以及织构的软化。通过研究普通挤压态及 573 K 下 CEC 加工后 AZ31 合金的反极图, 可见强度随着 CEC 道次的增加而增加,  $\{10\bar{1}0\}$  附近在一道次 CEC 加工后出现新的面取向, 在七道次 CEC 加工后,  $\{0001\}$  晶面垂直于观察面,  $\{10\bar{1}0\}$  晶面在沿着挤压方向出现最大值。Lee 等<sup>[44]</sup>对 Mg-15Al-1Zn 合金进行反复挤压变形, 发现合金的屈服强度和抗拉强度可以达到 306 和 376 MPa, 而其延伸率甚至达到 1610%, 具有超塑性。

### 1.7 C 型等径角反复挤压

Wang 等<sup>[45]</sup>在镁合金加工中, 提出一种新型的大塑性变形方法 (C shape equal channel reciprocating extrusion, CECRE), 通过改变一些工艺, 将反复挤压与 ECAE 结合起来, 克服反复挤压表面与内部应变分布不均的缺点, 将反复挤压中间紧缩区的压头换成等径角, 具体加工操作与反复挤压相似, 工艺原理见文献[45]。

将 AZ31 挤压棒和模具在 100  $^{\circ}\text{C}$  保温 10 min, 随后使用石墨粉末作为润滑剂, 在 300  $^{\circ}\text{C}$  下加热 2 h 之后开始进行 CECRE 加工。等径角的外圆弧半径为 22 mm, 内圆弧为 12 mm, 所有转角均用圆滑弧线连接, 挤压加载力可以通过操作者进行改变。通过计算, 发现此工艺四道次加工的累积应变可以达到 11。经过 CECRE 加工的微观组织分布均匀, 晶粒尺寸相近, 平均晶粒尺寸为 3.6  $\mu\text{m}$ ; 对不同道次的加工影响分析, 发现各道次对晶粒细化均有重要作用。

### 1.8 反复折皱压直法

反复折皱压直法 (repetitive corrugation and straightening, RCS) 工作原理是反复将低温试样放在两个齿形模具的压力作用下发生弯曲变形, 经过严重的弯曲变形, 工件成为波纹状; 然后用两个平砧对波纹状工件进行压直处理, 以恢复工件的形状, 每次工序的弯曲平直间试样转动 90 $^{\circ}$ <sup>[46]</sup>。通过该方法, 在不改变工件横截面几何形状的情况下, 可以将晶粒尺寸细化到纳米量级, 在制备块体超细晶 Cu<sup>[47]</sup> 及 Al 合金<sup>[48]</sup>

中有了较多研究。

Yang 等<sup>[49]</sup>通过 RCS 工艺制备 AZ31 板材, 并对 RCS 工艺对合金的性能影响进行深入的研究。原始材料为经过热轧的 AZ31 板材 (厚度为 6.35 mm), 将其切成 89 mm $\times$ 89 mm 方形制件, 经过三道次的反复折皱压直, 加载速度为 0.12 mm/min, 三道次工作温度分别为 250, 200, 170  $^{\circ}\text{C}$ , 三道次加工后板材厚度为 1 mm。对合金的微观组织观察, 原始材料分为粗晶区和细晶区, 合金平均晶粒尺寸为 9.8  $\mu\text{m}$ , 经过反复折皱压直后合金, 细晶区平均晶粒尺寸达到 1.4  $\mu\text{m}$ , 细晶区的面积含量达到 97%, 晶粒细化效果显著。对经过不同温度折皱压直的材料进行研究, 发现在低温下, 累积应变较大, 晶粒细化更加有效。晶粒尺寸随着应变量的增加而减小, 基面织构强度随着晶粒尺寸的减小先增大后减小, 基面织构在晶粒尺寸为 3.2  $\mu\text{m}$  时最强。晶粒细化后基面织构的减弱归因于晶界处剪切变形以及小晶粒的旋转。

## 2 大塑性变形的晶粒细化原理

材料的力学性能与物理性能由许多不同的因素所控制, 晶粒尺寸对材料的力学性能有重要的影响。多晶体塑性变形的特点就是晶界可对滑移产生有效阻碍, 形变过程中的滑移线和孪晶带常终止于晶界处。细晶强化对于密排六方 (hcp) 结构的镁合金效果更为明显。合金的屈服应力  $\sigma_y$  与晶粒尺寸  $d$  的关系可用 Hall-Petch 关系表示:

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{1/2} \quad (1)$$

式中,  $\sigma_0$  为晶格摩擦力,  $k$  为 Petch 斜率,  $d$  为晶体直径。

材料屈服强度随着晶粒尺寸的减小而增加, Valle 等<sup>[50]</sup>对 AZ31 合金的力学性能与晶粒尺寸之间的关系进行研究, 结果表明,  $\varepsilon=0.002$  时  $k=207 \text{ MPa}\cdot\mu\text{m}^{1/2}$ , 通过应变应力曲线中外推即可得  $\sigma_0=122 \text{ MPa}$ , 值得注意的是, 随着变形的增加,  $k$  值减小, 当  $\varepsilon=0.05$  时,  $k=135 \text{ MPa}\cdot\mu\text{m}^{1/2}$ 。

Mukai 的理论用来证明制备细晶镁合金的条件, 使用高应变速率或降低加工温度时, Zener-Hollomon 参数 ( $Z=\varepsilon\exp(Q/RT)$ ) 数值较高, 即可达到细晶强化效果<sup>[8]</sup>。晶粒的细化主要可以归因于基面在挤压过程中的旋转导致的剪切应力的集中, 从而在晶界处出现晶格扭转, 大角度晶界大量生成, 在剪切应力集中区域晶粒得到显著的细化, 如图 2 所示<sup>[43]</sup>。而对应力集中区域的晶粒细化效果, Valle 用连续动态再结晶进行解释, 如图 3 所示<sup>[7]</sup>, 位错的集结与交滑移形成包状组织, 而随着应力集中的继续, 亚晶界出现并移动而形成大角度晶界, 从而使得晶粒得到细化。

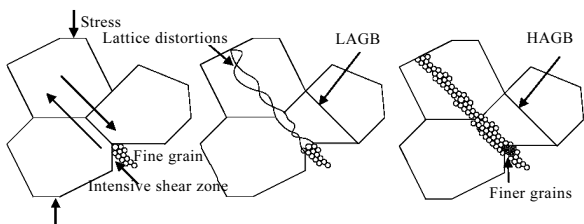


图 2 AZ31 合金在 CEC 过程中的晶粒细化机理示意图

Fig.2 Schematic view showing the grain refinement mechanism of AZ31 alloys during CEC process<sup>[43]</sup>

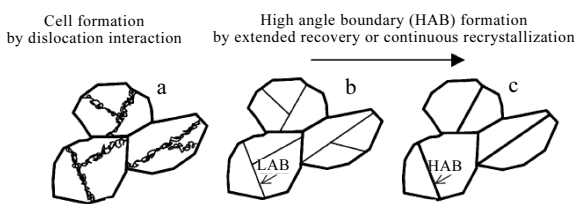


图 3 剪切应力集中区域晶粒连续动态再结晶示意图

Fig.3 Schematic view showing the process of continuous dynamic recrystallization (CDRX) of grains in shear stress concentration zones<sup>[7]</sup>

### 3 结 语

大塑性变形 (SPD) 加工应用于镁合金材料时具有显著的晶粒细化作用。经过大塑性变形工艺后, 镁合金的平均晶粒尺寸可以达到 1 μm 左右, 并可以显著提高镁合金的超塑性, 但由于在大塑性变形中, 会导致合金组织的演变, 很多情况下大塑性变形后的镁合金同时存在细晶强化与组织软化, 使得某些大塑性变形后镁合金随着晶粒的细化强度提高的幅度有限。如何控制组织的产生, 发挥大塑性变形细化晶粒的作用, 从而增加合金的综合性能将是今后大塑性变形在镁合金加工中应用的研究重点。

#### 参考文献 References

[1] Ruslan Z Valiev, Terence G Langdon. *Progress in Materials Science*[J], 2006, 51: 881  
 [2] Huang Xiaoxu, Hansen Niels, Tsuji Nobuhiro. *Science*[J], 2006, 312: 249  
 [3] Hasnaoui H, Swygenhoven V, Derlet P M. *Science*[J], 2003, 300: 1550  
 [4] Ruslan Valiev. *Nature Materials*[J], 2004, 3: 511  
 [5] Minoru Furukawa, Zenji Horita, Minoru Nemoto *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 324: 82

[6] Chang Liang(常 量), Zeng Xiaoqin(曾小勤), Ding Wenjiang (丁文江). *Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2007, 35(4): 4  
 [7] del Valle J A, Pérez-Prado M T, Ruano O A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 355: 68  
 [8] Pérez-Prado M T, del Valle J A, Contreras J M *et al. Scripta Materialia*[J], 2004, 50: 661  
 [9] Müller A, Garcés G, Pérez P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 443: L1  
 [10] Saito Y, Utsunomiya H, Tsuji N *et al. Acta Materialia*[J], 1999, 47(2): 579  
 [11] Zhan Meiyuan(詹美燕), Li Yuanyuan(李元元), Chen Weiping (陈维平). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(6): 841  
 [12] Nobuhiro Tsujia, Taku Iwata, Masahide Sato *et al. Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2004, 5: 173  
 [13] Pérez-Prado M T, del Valle J A, Ruano O A. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51: 1093  
 [14] del Valle J A, Pérez-Prado M T, Ruano O A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 410-411: 353  
 [15] Pérez-Prado M T, del Valle J A, Ruano O A. *Materials Letters*[J], 2005, 59: 3299  
 [16] Cheng Yongqi(程永奇), Chen Zhenhua(陈振华), Xia Weijun (夏伟军) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2006, 20(7): 245  
 [17] Cheng Yongqi, Chen Zhenhua, Xia Weijun. *Materials Characterization*[J], 2007, 58: 617  
 [18] Nam C Y, Han J H, Chung Y H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 347: 253  
 [19] Cheng Yongqi(程永奇), Fu Dingfa(傅定发), Xia Weijun(夏伟军) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2006, 30(6): 37  
 [20] Cheng Yongqi, Chen Zehua, Xia Weijun *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 184: 97  
 [21] Cheng Yongqi, Chen Zhenhua, Xia Weijun *et al. Materials Characterization*[J], 2007, 58: 617  
 [22] Cheng Yongqi, Chen Zhenhua, Xia Weijun. *J Mater Sci*[J], 2007, 42: 3552  
 [23] Cheng Yongqi(程永奇), Chen Zhenhua(陈振华), Xia Weijun (夏伟军) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 15: 1369  
 [24] Zhang Shijun(张世军), Li Wenxian(黎文献), Yu Kun(余 琨) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2001, 50(7): 373  
 [25] Uematsu Y, Tokaji K, Kamakura M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 434: 131

- [26] Mabuchi M, Asahina T, Iwasaki H *et al.* *J Mater Sci Technol*[J], 1997, 13: 825
- [27] Mukai T, Watanabe H, Higashi K. *Mater Sci Forum*[J], 2000, 350~351: 159
- [28] Lin H K, Huang J C. *Mater Trans*[J], 2002, 43: 2424
- [29] Chen R S, Blandin J J, Suery M *et al.* *J Mater Sci Technol*[J], 2004, 20: 295
- [30] Lin H K, Huang J C. *Key Eng. Mater*[J], 2002, 233~236: 875
- [31] Chen Yongjun, Wang Qudong, Peng Jianguo *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 182: 281
- [32] Miyahara Yuichi, Horita Zenji, Langdon Terence G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 420: 240
- [33] Lapovok R, Thomson P F, Cottam R. *Journal of Materials Science*[J], 2005, 40: 1699
- [34] Figueiredo Roberto B, Langdon Terence G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 430: 151
- [35] Hidetoshi Somekawa, Toshiji Mukai. *Scripta Materialia*[J], 2006, 54: 633
- [36] Zúberová Z, Estrin Y, Lamark T T *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 184: 294
- [37] Terence G Langdon. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 462: 3
- [38] Xia K, Wang J T, Wu X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 410~411: 324
- [39] Mitsuaki Furui, Hiroki Kitamura, Hiroshi Anada *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55: 1083
- [40] Mueller K, Mueller S. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 187~188: 775
- [41] Guo Xuefeng, Remennik Sergei, Xu Chunjie *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 473: 266
- [42] Guo X F, Shechtman D. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 187~188: 640
- [43] Chen Y J, Wang Q D, Roven H J *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2008, 58: 311
- [44] Lee Shihwei, Chen Yuliang, Wang Hsiaoyun *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 464: 76
- [45] Wang Q D, Chen Y J, Lin J B *et al.* *Materials Letters*[J], 2007, 61: 4599
- [46] Huang J Y, Zhu Y T, Jiang H *et al.* *Acta Mater*[J], 2001, 49: 1497
- [47] Huang Jianyu, Zhu Yuntian T, Alexander David J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 371: 35
- [48] Rajinikanth V, Arora Gaurav, Narasaiah N *et al.* *Materials Letters* [J], 2008, 62: 301.
- [49] Yang Q, Ghosh A K. *Acta Materialia*[J], 2006, 54: 5147
- [50] del Valle J A, Carreño F, Ruano O A. *Acta Materialia*[J], 2006, 54: 424

## Effects of Severe Plastic Deformation on Microstructure and Property of Magnesium Alloys

Du Wenbo, Qin Yaling, Yan Zhenjie, Zuo Tiejong  
(Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

**Abstract:** This paper summarized several severe plastic deformation (SPD) techniques used in magnesium alloy processing and analyzed the effects of different preparation processes on grain size, texture and properties of magnesium alloy. Optimizing the present working process and controlling appearance of texture to realize the grain refinement effect of SPD and to improve properties of alloys are main research keys in the magnesium alloy processing.

**Key words:** severe plastic deformation; magnesium alloy; grain refinement; texture

---

Biography: Du Wenbo, Ph. D., Professor, College of Material Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, Tel: 0086-10-67392917, E-mail: duwb@bjut.edu.cn