

# 快速凝固/粉末冶金法制备 ZK60 高强镁合金

High Strength ZK60 Magnesium Alloy Produced by Rapid Solidification/Powder Metallurgy Process

张振亚, 于化顺, 王少卿, 王海涛, 闵光辉

(山东大学 材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 济南 250061)

ZHANG Zhen-ya, YU Hua-shun, WANG Shao-qing, WANG Hai-tao, MIN Guang-hui

(Key Laboratory for Liquid-Solid Structure Evolution & Processing of Materials,

Ministry of Education, Shandong University, Jinan 250061, China)

**摘要:** 采用快速凝固/粉末冶金法(RS/PM)制备块体 ZK60(Mg-5.52Zn-0.33Zr, 质量分数/%) 镁合金, 研究了挤压态合金在 200, 300℃ 退火 1h 后微观组织和力学性能的变化。结果表明: 挤压致密化过程中, 合金粉末颗粒在剪切力作用下被拉长, 内部晶粒碎化成小角度亚晶粒、位错胞和条带状亚晶, 第二相纳米颗粒沿亚晶界随机分布; 随后 200℃ 退火后, 组织发生不完全再结晶, 位错密度有所降低; 而在 300℃ 退火后, 合金组织发生完全再结晶, 形成平均尺寸约 2.5μm 的等轴晶, 同时晶内析出大量  $\beta_2'$  相。挤压态合金的屈服强度和延伸率分别为 394MPa, 15.2%; 随着退火温度的升高, 强度略有下降, 塑性提高, 合金综合性能优异。

**关键词:** 快速凝固/粉末冶金; ZK60 镁合金; 退火处理; 组织与性能

中图分类号: TG146.2+2 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2010)05-0072-06

**Abstract:** The microstructures and mechanical properties of ZK60 (Mg-5.52Zn-0.33Zr, mass fraction/%) bulk alloys fabricated by rapid solidification/powder metallurgy process (RS/PM) and subsequently annealed at 200, 300℃ for 1h were investigated. The results show that spherically shaped powder is elongated under severe shear stress during extrusion. Moreover, the refined primary grains gained by high cooling rate are broken into low angle subgrains/dislocation cells as well as lath subgrains, and the second phase nanophases are distributed randomly along subgrain boundaries. By annealing at 200℃ for 1h, the dislocation density decreases, while the incomplete recrystallization happens in matrix. In contrast, when as-extruded bulk alloy is annealed at 300℃ for 1h, the complete crystallization takes place and fine equiaxed grains with average size of 2.5μm form. Simultaneous, more amount of  $\beta_2'$  phase are precipitated within grains. The yield strength and ductility to failure of as-extruded bulk alloy are up to 394MPa and 15.2%, respectively. With increase of annealing temperature, the ductility further enhances at a little sacrificed of strength, which exhibits excellent mechanical properties.

**Key words:** rapid solidification/powder metallurgy; ZK60 magnesium alloy; annealing treatment; microstructures and mechanical property

镁合金是迄今为止实际应用中最轻的金属结构材料, 具有低密度、高比强/比刚度、易回收、良好的电磁屏蔽和抗辐射能力等诸多优点, 面对全球性能源危机和环保需求, 镁合金作为交通运输业的结构化材料潜力巨大<sup>[1]</sup>。在推广镁合金的应用方面, 面临着两个必须解决的问题, 一个是镁合金强度低的问题, 其次是镁合金塑性差的问题。晶粒细化的方法可以同时改善二者, 其中主要包括快速凝固/粉末冶金(Rapid Solidification/Powder Metallurgy, RS/PM)、喷射沉积(Spray

Deposition, SD)、大塑性变形(如大比例挤压、等径角挤压(Equal Channel Angular Pressing, ECAP)、高压扭转(High Pressure Torsion, HPT))等<sup>[2,3]</sup>。RS/PM 与其他工艺相比, 可以显著细化合金粉末的晶粒组织, 致密化后可以使组织进一步细化到亚微米甚至纳米数量级, 且得到的是致密的块体超细晶材料, 因而 RS/PM 成为当前制备高性能镁合金的一个研究热点<sup>[4-12]</sup>。

已有的 RS/PM 制备镁合金的研究, 多集中在合

金粉末(颗粒、薄带、纤维等)致密化后的优异力学性能(如强度、塑性及超塑性等)<sup>[4-8]</sup>, 变形工艺(变形温度、变形速率、变形量等参数)<sup>[9-11]</sup>及合金元素含量<sup>[12]</sup>对性能的影响, 而对于粉末在致密化过程中的颗粒变形及后续热处理过程中的组织及性能的演变, 研究报道很少。因此, 本工作以快速凝固 ZK60 合金粉末为实验材料, 利用低温挤压法来制备块体 ZK60 合金, 研究合金粉末在致密化及后续热处理过程中的组织和性能的变化, 探讨其强化机制演变行为。

1 实验方法

将工业铸锭 ZK61 合金置入真空感应熔炼炉重熔, 用气雾化法制取合金粉, 经筛分后选用 80~ 150 目粉末(粒度 100~ 150 $\mu\text{m}$ )。由于合金元素的少量损耗, 实际所得 ZK60 合金粉, 其主要化学成分(质量分数/%)为 Zn 5.20, Zr 0.33, 杂质 0.01, 其余 Mg。在自制的模具中将合金粉压制成  $\phi 48\text{mm} \times 50\text{mm}$  的圆柱坯, 压制温度 100 $^{\circ}\text{C}$ , 生坯密度达到 91.2%~ 92.8%; 然后在 300t 液压机上以挤压比 25: 1 进行热挤压, 压下速度约 2mm/s。挤压前模具及坯在 230 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 10min, 模具采用石墨机油润滑, 计算等效应变  $\varepsilon = 3.7^{[13]}$ 。试样随后在空气炉中分别经 200, 300 $^{\circ}\text{C}$ 退火 1h。

挤压及后续热处理的 ZK60 合金按 GB/T 16865—1997 加工成圆形拉伸试样, 在 CSS-1120 拉伸试验机上测定室温力学性能。采用 KH-2200 型高倍视频显微

镜、NanoSEM 400 型场发射扫描电镜(SEM)及 JEOL-2000EX 型透射电镜(TEM)分析试样的显微组织及断口。SEM 用试样经机械抛光后, 在 AG-2 电解液中进行电解抛光; 透射电镜样品沿平行于挤压方向切片, 经 4% 高氯酸酒精溶液在 -25 $^{\circ}\text{C}$ 条件下双喷减薄制得, 观察前采用离子减薄去除表面的氧化层。

2 实验结果与分析

2.1 ZK60 合金粉末的显微组织分析

图 1(a) 所示为 ZK60 合金粉末的 SEM 组织形貌。可见粉末颗粒呈球形, 晶粒尺寸为 10~ 20 $\mu\text{m}$ , 比一般 ZK60 铸造合金组织细小得多。在颗粒内部(区域 A, 即图 1(b)) 进一步观察发现, 有少量白色第二相沿晶界不连续析出, 尺寸细小且数量有限, 图像软件 Image-Pro Plus 定量分析其体积分数约为 2.23%。使用能谱对基体(B 区)和第二相(C 区)成分进行半定量分析, 结果见表 1, 证实第二相  $\beta$  为富 Zn 相, 这与 Shahzad<sup>[14]</sup>和 Maeng<sup>[10]</sup>观察到的现象一致。 $\beta$  不连续偏析到  $\alpha$ -Mg 晶界上, 与气雾化工艺的冷却速度和粉末粒径有关。首先, 气雾化工艺的冷却速度较低, 一般估算值 10<sup>2</sup>~ 10<sup>3</sup>  $^{\circ}\text{C/s}^{[15]}$ , 尚不足以使均匀液相中 Zn 原子状态保留至室温; 其次, 相同快速凝固工艺条件下, 粉末粒径越大, 凝固时释放的结晶潜热越多, 随着熔体温度回升, Zn 的扩散速率加快, 最终导致 Zn 不连续离异到晶界, 形成  $\beta$  相。

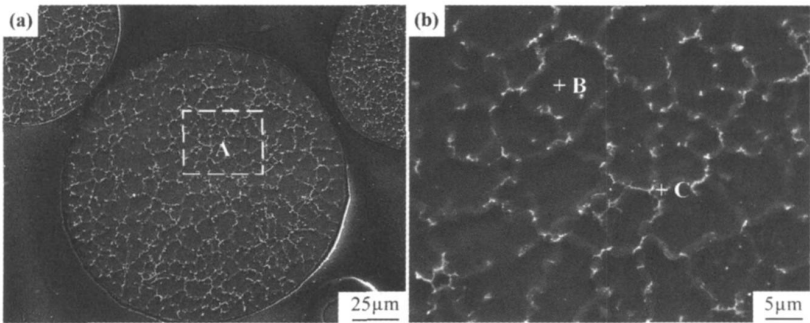


图 1 ZK60 合金粉末的低倍(a)及高倍(b)SEM 图片

表 1 ZK60 合金粉末微区成分分析

Table 1 Energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) analysis of the ZK60 alloy powders

Region	Mass fraction/ %		
	Mg	Zn	Zr
B	93.89	0.82	5.29
C	87.08	12.92	—

2.2 ZK60 合金粉末挤压及退火试样的组织分析

为消除粉末间孔隙, 细化晶粒, 对生坯进行致密化处理。图 2 为 ZK60 合金粉末经 230 $^{\circ}\text{C}$ 挤压变形后的轴向及径向 SEM 照片。由图 2 可见, 在压力及温度作用下, 粉末颗粒之间发生冶金结合, 组织致密, 未见微孔或微裂纹等缺陷, 得到块体合金是全致

密材料;同时颗粒沿挤压方向被拉长,宽度约 20~30 $\mu\text{m}$ 。对照图 1,可清楚得知粉末颗粒的塑性变形

过程: $\phi 100\sim 150\mu\text{m}$  球体被挤压成宽 20~30 $\mu\text{m}$  的多边棱柱体。

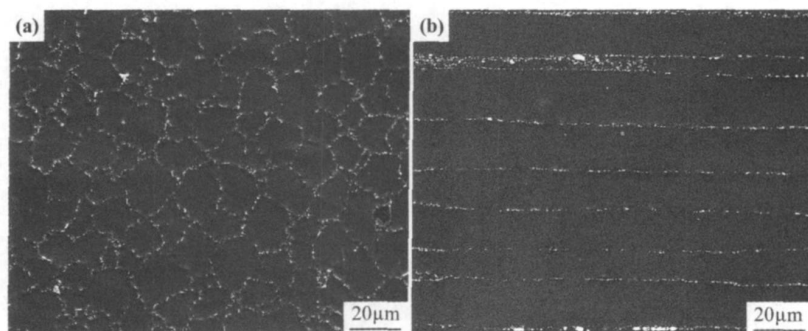


图 2 RS/PM ZK60 试样的 SEM 照片 (a) 横截面; (b) 纵截面

Fig. 2 SEM micrographs of RS/PM ZK60 alloy in cross-section (a) and longitude section (b)

图 3 为 ZK60 合金粉末挤压态试样的 TEM 形貌,箭头所指为挤压方向(下同)。由于挤压过程中变形分布的不均匀性<sup>[16]</sup>,在局部变形量较大区域内  $\alpha\text{-Mg}$  晶粒全部碎化,其他区域少量晶粒沿挤压方向被拉长,合金组织由大量亚晶粒、位错胞和少量  $\alpha\text{-Mg}$  条带状亚晶构成。如图 3(a) 所示,少量  $\alpha\text{-Mg}$  晶粒沿剪切应力方向形成条带状亚晶粒,其晶界较平直,宽度约为 0.4 $\mu\text{m}$ ,且基体内含有高密度位错。图 3(b) 为大量晶粒碎化后的形貌,挤压合金中除细小亚晶(尺寸 300~600nm)外,还存在大量位错缠结的位错胞,晶界不明

显。此外,随着  $\alpha\text{-Mg}$  晶粒的碎化,初始粉末晶界上  $\beta$  相也相应破碎并弥散分布在亚晶界上(见白色圆圈,下同)。图 3(c) 为图 3(b) 中亚晶的衍射图,其中花样斑点断续分布较窄,由衍射点对应的圆心角( $< 5^\circ$ ),可估算出几个晶粒间的取向差约为  $5^\circ$ ,据此判定图 3(b) 中晶粒为小角度的亚晶粒<sup>[17]</sup>。图 3(d) 为析出相分布情况。在较低的挤压温度及较短的保温时间,析出相有限,晶内及晶界上仅见少量的球状  $\beta_2'$  析出相( $\text{MgZn}_2$  的亚稳相,  $// \{0001\}_{\text{Mg}}$ <sup>[18, 19]</sup>), 尺寸 10~20nm。

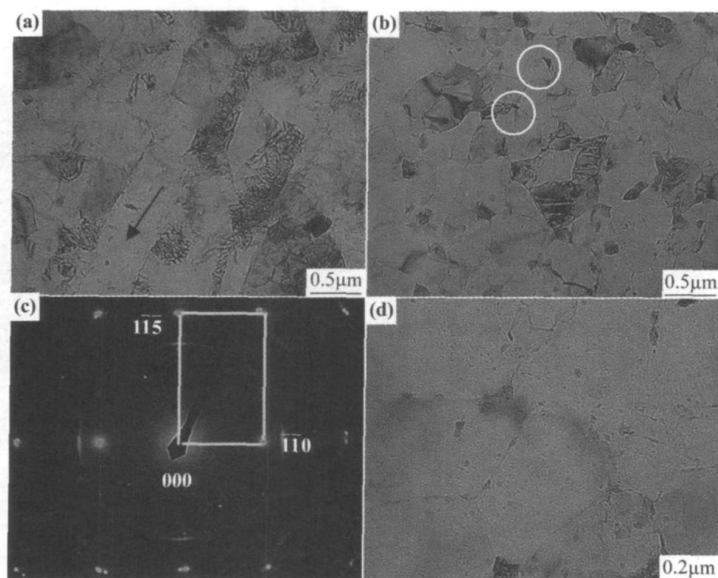


图 3 RS/PM ZK60 试样的 TEM 形貌 (a) 条带状亚晶; (b) 亚晶粒和位错胞;

(c) 图 3(b) 中亚晶粒的选取衍射; (d) 晶内  $\beta_2'$  析出相

Fig. 3 TEM micrographs of RS/PM ZK60 alloy (a) lath subgrain;

(b) subgrains and dislocation cells; (c) selected area diffraction patterns of subgrains in fig. 3(b);

(d)  $\beta_2'$  phase precipitated within grains

图 4(a), (b) 为挤压态合金经 200℃/1h 退火处理后的微观组织。由图 4(a) 可见, 原  $\alpha$ -Mg 条带状亚晶转变为尺寸 200~600nm 细小亚晶, 位错密度有所降低。这个区域主要发生再结晶及回复,  $\alpha$ -Mg 条带状亚晶内的位错缠结经扩散迁移, 沿垂直于条带状亚晶方向形成位错胞壁, 最终得到大小不一的亚晶。原碎化区域的细小亚晶粒则发生部分再结晶, 再结晶晶粒尺寸基本不变, 维持在 300~600nm(图 4(b))。虽然退火温度与 ZK60 合金的时效温度(165~175℃<sup>[20]</sup>)相

近, 由于退火时间较短, 晶内  $\beta_2'$  密度无明显变化。图 4(c) 为挤压态合金在 300℃/1h 退火处理后试样的金相组织。可见试样发生完全再结晶, 晶粒长大明显, 平均尺寸约为 2.5 $\mu$ m; 同时观察到晶内有大量  $\beta_2'$  相析出(图 4(d))。根据以上观察, 可以认为在 200℃退火过程中, 条带状亚晶和原碎化亚晶的再结晶过程不同步; 但随着退火温度的提高(如 300℃), 不同步现象消除, 所有区域发生完全再结晶, 且晶粒有所长大。

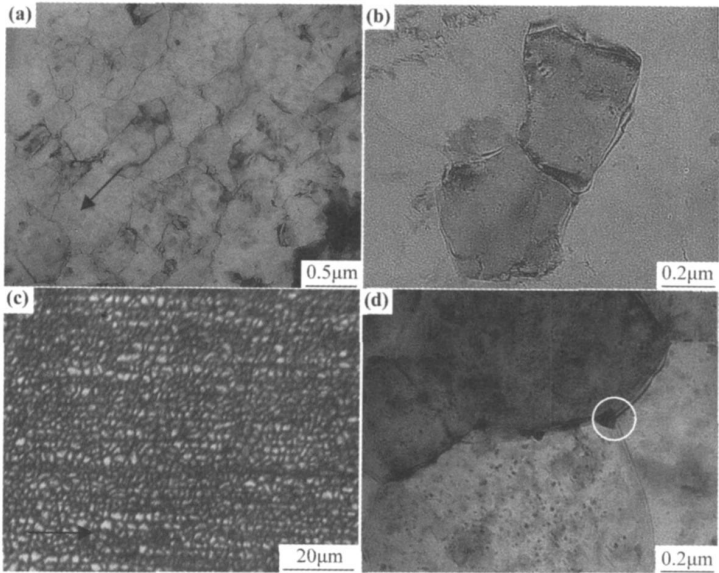


图 4 RS/PM ZK60 合金经不同温度退火后的微观组织 (a), (b) 200℃/1h; (c), (d) 300℃/1h

Fig. 4 Microstructures of RS/PM ZK60 alloy at different annealing temperatures

(a), (b) 200℃/1h; (c), (d) 300℃/1h

2.3 ZK60 合金的力学性能分析

RS/PM ZK60 合金通过退火处理可以获得不同的显微组织, 包括晶粒细小的双态亚晶组织、单态亚晶组织及等轴晶组织。对这三种典型的显微组织合金进行室温拉伸力学性能测试, 测试结果如表 2 所示。与常规 ZK60 铸锭变形(挤压<sup>[18]</sup>、锻造<sup>[21]</sup>等)工艺相比, RS/PM 明显提高了合金的室温力学性能, 屈服强度分别提高约 46%, 71%。RS/PM 及其热处理后的块

体材料的显微组织更加细小, 这是力学性能提高的主要原因。RS/PM 形成的细小双态亚晶组织, 即使通过 300℃退火处理, 合金的晶粒尺寸与一般常规变形镁合金相比仍然很小。另外, 铸态合金虽然经过挤压、锻造变形后, 但未必能够完全消除铸造过程中产生的缩孔等缺陷, 而采用 RS/PM 制备的块体材料则不存在这些缺陷, 组织致密化程度更高, 这也是 RS/PM ZK60 合金性能改善的原因之一。

表 2 RS/PM ZK60 合金不同退火温度下的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of RS/PM ZK60 alloy at different annealing temperatures

Condition for ZK60 alloy	$d/\mu\text{m}$	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\delta/\%$	Reference
Cast billet+ extrusion	13.5	269	315	12.3	[18]
Cast billet+ forge	21.5	230	288	10.3	[21]
RS/PM	0.3-0.6	394	424	15.2	This work
RS/PM + 200℃/1h anneal	0.3-0.6	365	405	18.8	This work
RS/PM + 300℃/1h anneal	2.5	345	393	21.1	This work

RS/PM 与随后的退火处理态合金的力学性能也有较大差别。总体而言, RS/PM ZK60 合金具有最高的强度和较好的塑性, 其中屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )和抗拉强度( $\sigma_b$ )分别达到 394, 424 MPa, 延伸率( $\delta$ )约为 15.2%。经 200℃退火 1h 后, 试样的强度有所回落(相对 RS/PM 合金  $\sigma_{0.2}$ ,  $\sigma_b$  分别下降 7.4% 和 4.5%), 但塑性变形能力提高明显, 增幅高达 24.3%; 在 300℃退火 1h 后, 试样的强度和塑性变化减缓(相对 200℃退火试样强度分别下降 5.5% 和 2.9%, 塑性提高 11.1%)。

力学性能的变化主要受显微组织的影响。挤压致密后, 试样内部被注入很大的应变储能, 位错密度增大, 合金组织由小角度亚晶、大量相互缠结的位错胞及条带状亚晶粒构成。经 200℃退火后, 位错密度下降, 合金组织发生不同步的再结晶过程, 合金的强度有所降低, 塑性提高。随退火温度的提高, 合金内所有区域发生完全再结晶且晶粒长大, 位错密度进一步降低, 但晶内大量析出  $\beta_2'$  相可部分补偿晶粒长大导致的强度降低, 因而合金的强度降低幅度较小, 而塑性继续增加。

#### 2.4 拉伸断口分析

挤压态和退火处理后的 ZK60 合金的拉伸断口均未出现明显的颈缩现象。挤压态的断口分布着深浅不一、十分细小的韧窝, 是明显的韧性断裂(图 5)。韧窝的尺寸差别与挤压试样中组织相对应, 经过适当的退火处理, 控制再结晶温度和时间, 可以得到尺寸均一的细小等轴晶, 从而使塑性进一步提高。挤压+ 300℃退火处理的 ZK60 合金断口表面细小尺寸韧窝数量明显增多。

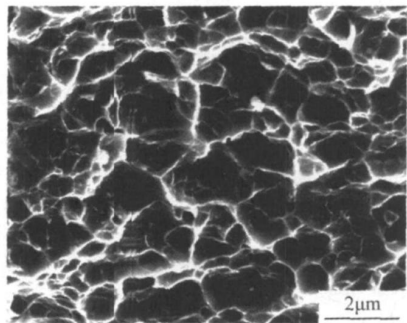


图 5 RS/PM ZK60 试样的拉伸断口形貌

Fig. 5 Tensile fractograph of bulk RS/PM ZK60 alloy

### 3 讨论

快速凝固 ZK60 球形粉末颗粒(图 1(a))在致密化过程中被挤压成多棱柱(图 2), 剧烈的塑性变形引

入大量位错, 主要强化机制为细晶强化和弥散强化。表 1 中能谱半定量分析表明, 初始态  $\alpha$ -Mg 基体中 Zn 的固溶度偏低( $< 1\%$ ), 所以固溶强化效果未予考虑。细晶强化可通过细化组织或晶粒使得晶界所占比例增加阻碍位错运动来提高材料强韧性, 为主要的强化机制。晶粒/亚晶尺寸  $d$  与合金屈服强度  $\sigma_p$  满足 Hall-Petch 公式:

$$\sigma_p = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \quad (1)$$

式中:  $\sigma_0 = 116 \text{ MPa}^{[22]}$ ; 常数  $K_y = 185 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2[23]}$ ; 亚晶尺寸  $d = 0.6 \mu\text{m}$ (考虑到少量条带状亚晶的存在, 亚晶尺寸取上限), 因此该尺寸的亚晶对基体屈服强度的贡献约为 354 MPa; 而 ZK60 挤压态合金的屈服强度为 394 MPa, 其余应当为富 Zn 相弥散强化作用的结果。挤压过程中, 粉末中富 Zn 相伴随着晶粒破碎而随机分布在亚晶界上, 对亚晶界上堆积的位错有一定钉扎作用, 可用 Orowan 公式进行估算<sup>[24]</sup>:

$$\Delta\sigma_{or} = \frac{AEMb}{4\pi(1+\nu)\lambda} \left[ \ln \frac{D}{r_0} + B \right] \quad (2)$$

式中:  $A = 1$ ;  $B = 0.7$ (这里仅考虑刃位错与第二相颗粒的作用, 因螺位错可攀移, 位错钉扎效果有限); 弹性模量  $E = 44.8 \text{ GPa}$ ; Taylor 因子  $M = 6.5$ ; Burger 矢量  $b = 3.21 \times 10^{-10} \text{ m}$ ; 泊松比  $\nu = 0.3$ ; 颗粒间距  $\lambda = 0.6 \mu\text{m}$ (图 3(b));  $D$  为  $\lambda$  和  $a$ (颗粒平均尺寸, 约  $0.04 \mu\text{m}$ , 见图 4(d))调和平均数;  $r_0 = 3b$ 。式(2)中算得弥散强化效果为 41 MPa, 理论值与实测值一致。

挤压态合金经 200℃退火 1h 后, 亚晶粒/位错胞和带状亚晶发生不同步的再结晶过程, 其中带状亚晶内缠结的位错(图 3(a))沿垂直于条带状亚晶方向发生多边形化, 形成细小亚晶, 加工硬化效果降低, 最终导致屈服强度有所降低而塑性变形能力相应增强。挤压态合金经 300℃退火 1h 后, 晶粒长大明显(平均  $2.5 \mu\text{m}$ , 图 4(c)), 富 Zn 相颗粒对基体强度贡献减小, 而同时晶内大量析出  $\beta_2'$  相( $a = 0.01 \mu\text{m}$ ,  $\lambda = 0.12 \mu\text{m}$ , 图 4(d)), 所以这里强化机制略有调整, 为细晶强化和析出强化。根据式(1), (2),  $\sigma_0 = 223 \text{ MPa}$ ,  $\sigma_{or} = 130 \text{ MPa}$ , 其计算屈服强度(353 MPa)与实测值(345 MPa)相符。

### 4 结论

(1) ZK60 合金粉未经 230℃挤压致密后, 球形粉末颗粒在剪切力作用下被拉长, 位错的密度增大, 合金的组织由大量小角度亚晶粒/位错胞和少量  $\alpha$ -Mg 条带状亚晶构成。经 200℃/1h 退火后, 合金的组织发生不同步再结晶, 位错密度降低; 而在 300℃退火后, 合

金发生完全再结晶, 形成平均尺寸约  $2.5\mu\text{m}$  的等轴晶。

(2) ZK60 合金粉末中富 Zn 相经挤压破碎成纳米颗粒, 随机分布在亚晶界上, 起到弥散强化效果; 在  $300^\circ\text{C}/1\text{h}$  退火后, 随着晶粒长大, 其对晶界钉扎效果减弱, 而  $\beta_2'$  相的析出强化效果增强。

(3) 挤压后 ZK60 合金屈服强度和延伸率分别高达  $394\text{MPa}$ ,  $15.2\%$ , 力学性能优异; 采用退火处理, 可进一步调整合金的综合力学性能。

#### 参考文献

- [1] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium: properties-applications-potential[J]. Materials Science and Engineering, 2001, A302(1): 37–45.
- [2] KUBOTA K, MABUCHI M, HIGASHI K. Processing and mechanical properties of fine-grained magnesium alloys[J]. Journal of Material Science, 1999, 34(10): 2255–2262.
- [3] VISWANATHAN V, LAHA T, BALANI K, et al. Challenges and advances in nanocomposite processing techniques[J]. Materials Science and Engineering, 2006, R54(5–6): 121–285.
- [4] WATANABE H, MABUCHI M, HIGASHI K, et al. High-strain-rate superplasticity at low temperature in a ZK61 magnesium alloy produced by powder metallurgy[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(2): 209–213.
- [5] GUO X F, SHECHTMAN D. Reciprocating extrusion of rapidly solidified Mg-6Zn-1Y-0.6Ce-0.6Zr alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 187–188: 640–644.
- [6] KAWAMURA Y, HAYASHI K, INOUE A, et al. Rapidly solidified powder metallurgy Mg<sub>97</sub>Zn<sub>1</sub>Y<sub>2</sub> alloys with excellent tensile yield strength above 600MPa[J]. Materials Transactions, 2001, 42(7): 1172–1176.
- [7] NISHIDA M, KAWAMURA Y, YAMAMURO T. Formation process of unique microstructure in rapidly solidified Mg<sub>97</sub>Zn<sub>1</sub>Y<sub>2</sub> alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2004, A375–377: 1217–1223.
- [8] SRIVATSAN T S, VASUDEVAN S, PETRAROLI M. The tensile deformation and fracture behavior of a magnesium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 461(1–2): 154–159.
- [9] MORA E, GARCES G, ONORBE E, et al. High-strength Mg-Zn-Y alloys produced by powder metallurgy[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(9): 776–779.
- [10] MAENG D Y, KIM T S, LEE J H, et al. Microstructure and strength of rapidly solidified and extruded Mg-Zn alloys[J]. Scripta Materialia, 2000, 43(5): 385–389.
- [11] KUMAR S. Some studies on hot extrusion of rapidly solidified Mg alloys[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2006, 15(1): 41–46.
- [12] SUGAMATA M, HANAWA S, KANEKO J. Structures and mechanical properties of rapidly solidified Mg-Y based alloys[J]. Materials Science and Engineering, 1997, A226–228: 861–866.
- [13] SOMEKAWA H, SINGH A, MUKAI T. Microstructure evolution of Mg-Zn binary alloy during a direct extrusion process[J]. Scripta Materialia, 2008, 60(6): 411–414.
- [14] SHAHZAD M, WAGNER L. Microstructure development during extrusion in a wrought Mg-Zn-Zr alloy[J]. Scripta Materialia, 2009, 60: 536–538.
- [15] 李月珠. 快速凝固技术和材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 1993: 8–11.
- [16] INOUE T, TORIZUKA S, NAGAI K. Effect of shear deformation on refinement of crystal grains[J]. Materials Science and Technology, 2002, 18: 1007–1015.
- [17] 田素贵, 于宏, 张禄廷, 等. 一种变形低碳锰硼钢中条带状亚结构的组织演变[J]. 金属学报, 2003, 39(8): 826–830.
- [18] SOMEKAWA H, SINGH A, MUKAI T. Effect of precipitate shapes on fracture toughness in extruded Mg-Zn-Zr magnesium alloys[J]. Journal of Materials Research, 2007, 22(4): 965–973.
- [19] BUHA J. Grain refinement and improved age hardening of Mg-Zn alloy by a trace amount of V[J]. Acta Materialia, 2008, 56(14): 3533–3542.
- [20] 陈振华, 严红革, 陈吉华, 等. 镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004: 33–34.
- [21] DING W J, LI D Q, WANG Q D, et al. Microstructure and mechanical properties of hot-rolled Mg-Zn-Nd-Zr alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2008, A483–484: 228–230.
- [22] WONG W L E, GUPTA M. Development of Mg/Cu nanocomposites using microwave assisted rapid sintering[J]. Composites Science and Technology, 2007, 67(7–8): 1541–1552.
- [23] HES M, PENG L M, ZENG X Q, et al. Comparison of the microstructure and mechanical properties of a ZK60 alloy with and without 1.3wt.% gadolinium addition[J]. Materials Science and Engineering, 2006, A433(1–2): 175–181.
- [24] NAKASHIMA K, IWASAKI H, MORI T, et al. Mechanical properties of a powder metallurgically processed Mg-5Y-6Re alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2000, A293(1–2): 15–18.

收稿日期: 2009-05-14; 修订日期: 2010-02-28

作者简介: 张振亚(1981—), 男, 博士研究生, 从事高性能镁合金制备方面工作, 联系地址: 山东省济南市山东大学液固结构演变及加工教育部重点实验室(250061), E-mail: yu huashun2002@yahoo.com.cn