

往复挤压 Mg-4Al-2Si 合金中 Mg₂Si 颗粒形貌与分布

Morphological and Distribution Characteristics of Mg₂Si Particles in Mg-4Al-2Si Alloy Prepared by Reciprocating Extrusion

郭学锋¹, 杨文朋², 宋佩维²

(1 河南理工大学 材料科学与工程学院, 河南 焦作 454000;

2 西安理工大学 材料科学与工程学院, 西安 710048)

GUO Xue-feng¹, YANG Wen-peng², SONG Pei-wei²

(1 School of Materials Science and Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454000, Henan, China;

2 School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

摘要: 使用往复挤压细化 Mg-4Al-2Si (AS42) 合金组织, 利用 OM, SEM 和 TEM 研究 Mg₂Si 颗粒形貌和分布特征。结果表明, 铸态 AS42 合金中 Mg₂Si 颗粒呈共晶汉字状和初生块状。共晶 Mg₂Si 经 2 道次往复挤压后全部破碎, 且分布均匀。经 6 道次挤压后初生 Mg₂Si 颗粒全部破碎, 细小的 Mg₂Si 颗粒已基本球化。往复挤压合金中 Mg₂Si 颗粒尺寸遵循 Weibull 分布, 颗粒平均尺寸、标准差和相对密度随挤压道次增加而提高, 经过 8 道次挤压后分别为 1.3 μm、0.7 μm 和 540%。

关键词: 往复挤压; Mg₂Si; 球化; Weibull 分布

中图分类号: TG379 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2011)11-0062-06

Abstract: Microstructure of as-cast Mg-4Al-2Si (AS42) alloy was refined by reciprocating extrusion (REX), the morphologic and distribution characteristics of Mg₂Si particles were investigated by employing optical microscopy, scanning electron microscopy, and transmission electron microscopy. The results show that the Mg₂Si particles in as-cast AS42 alloy are in the forms of eutectic Chinese scripts and primary polyhedral particles. After 2-pass REX, all eutectic Mg₂Si particles are broken and distributed uniformly. After 6-pass REX, all primary Mg₂Si particles are broken and the fine Mg₂Si particles are spheroidized basically. The distribution of the Mg₂Si particles in the extruded alloy follows Weibull function. After 8-pass REX, the average size, uniformity and the relative density of Mg₂Si particles are 1.3 μm, 0.7 μm and 540%, respectively.

Key words: reciprocating extrusion; Mg₂Si; spheroidize; Weibull distribution

近年来,世界范围内对减少 CO₂ 排放量的呼声日益高涨。因此,汽车和航天器等运输工具减重已迫在眉睫。镁合金作为最轻的金属结构材料,比铝合金和钢铁具有更高的比强度^[1,2],是汽车和航天工业中最具潜力的替代材料之一。然而,高温下镁合金的强度和抗蠕变性能较低,极大地限制了其应用范围。通过添加 Ce, Y, Nd 和 Gd 等稀土元素,可显著提高合金的高温性能^[3,4],但同时也增加了合金的成本。Si 是镁合金中重要的合金元素之一,它在 Mg 中的最大溶解

度仅为 0.003% (原子分数,下同)。Mg-Si 二元合金系中唯一稳定的金属间化合物是 Mg₂Si 相,其晶体结构为反 CaF₂ 型面心立方 (Fm3m),点阵常数 $a = 0.6351 \text{ nm}$ ^[5]。Mg₂Si 具有高熔点 (1085℃)、高硬度 ($4.5 \times 10^9 \text{ N} \cdot \text{m}^{-2}$)、高压缩强度 ($1.64 \times 10^3 \text{ MPa}$)、高弹性模量 (120 GPa)、低热膨胀系数 ($7.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) 和低密度 ($1.99 \times 10^3 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$)^[6-10],是镁基高温合金中理想强化相。然而,普通铸造情况下,初生 Mg₂Si 呈粗大的树枝晶或大块状,共晶 Mg₂Si 呈粗大的汉字

状,很容易割裂基体,降低合金的强度和伸长率。研究者通过添加 Li^[11], La^[10], KBF₄^[12]等变质剂改变初生 Mg₂Si 相的形貌,或通过高温均匀化处理使初生和共晶 Mg₂Si 相球化^[13],但均不能大幅降低 Mg₂Si 相的尺寸。若要使 Mg₂Si 颗粒细化并均匀分布,可利用塑性变形工艺使 Mg₂Si 破碎。往复挤压作为一种多功能的大塑性变形技术,可显著细化合金的组织,并使分布在晶界处的金属间化合物破碎且均匀分布^[14, 15]。本课题组先前报道了利用往复挤压细化 Mg-4Al-2Si 合金组织,往复挤压后,合金中粗大初生和共晶 Mg₂Si 相破碎并重新分布,并有效地提高了合金的力学性能;经 6 道次往复挤压后,合金的极限抗拉强度和屈服强度为分别达到 271MPa 和 264MPa^[16],而且合金的力学性能的提高与 Mg₂Si 颗粒尺寸和形貌有着紧密联系。本工作利用 OM, SEM 和 TEM 分析 Mg₂Si 相形貌演变,运用统计学原理分析颗粒分布规律,为进一步优化 Mg-Al-Si 合金的挤压工艺提供理论依据和实验支持。

1 实验材料和方法

1.1 铸态试样制备

用纯镁、Al-50%(质量分数)Si 中间合金和纯铝制备 AS42 合金。首先在 RJ-2 覆盖剂保护下熔化纯镁, 760℃ 加入 Al-50%Si 中间合金和纯铝。在合金熔炼过程中持续搅拌,使熔体中合金元素分布均匀。浇铸前用溶剂精炼处理,保温 15min 后,760℃ 浇铸 ϕ 52mm 金属型试棒。为了描述方便,铸态试样记为 CT-AS42。

试棒经 420℃ \times 12h 均匀化处理后,机加工除氧化皮至 ϕ 50mm,作为往复挤压坯料。

1.2 往复挤压试样制备

往复挤压详细工艺见文献^[15]。挤压参数:挤压筒直径 $d_0=50$ mm,挤压颈直径 $d_m=14$ mm,由于挤压过程中温度升高,因此 1,2 道次挤压温度为 375℃,3,4 道次为 380℃,5,6 道次为 385℃,7,8 道次为 390℃,各挤压道次温控波动 $\pm 5^\circ\text{C}$,压力约为 1.44×10^6 N,挤压轴线线速率约为 1.2mm/min。每个挤压道次(包括往复挤压过程中连续的挤压与墩粗)的真实应变 $\Delta\epsilon=5.09(\Delta\epsilon=4\ln(d_0/d_m))$ ^[14]。往复挤压后的材料记为 REX- k -AS42(k 为往复挤压道次)。

1.3 组织观察

金相试样经过打磨、抛光后,使用(60% C₂H₅OH + 20% CH₃COOH + 19% H₂O + 1% HNO₃) 溶液腐蚀,用 Nikon Epiphot 光学显微镜(OM)观察金相。基于金相组织,使用图形分析软件统计 Mg₂Si 颗粒尺寸

分布。透射电镜(TEM)样品机械减薄到 80 μm 后,双喷电解减薄至穿孔,电解液为 HClO₄ + CH₃OH,用 JEM-3010 观察微细组织。拉伸试样标距 30mm,标距间直径 6mm,用 WDW3100 型万能电子拉伸机测试室温性能。用 JSM-6700F 型扫描电镜(TEM)观察拉伸断口。

2 实验结果

2.1 Mg₂Si 形貌特征

图 1 所示为 CT-AS42 和 REX- k -AS42($k=2, 4, 6, 8$)合金组织。由图 1(a)可知, Mg₂Si 在 CT-AS42 合金中为多边形块状和粗大汉字状。块状颗粒为初生 Mg₂Si,棱角尖锐,尺寸约为 18 μm ;汉字状为共晶 Mg₂Si,杆平均直径约为 1.2 μm 。REX-2-AS42 合金(图 1(b))中汉字状共晶 Mg₂Si 已全部破碎为细小颗粒,且分布均匀。大部分初生块状 Mg₂Si 颗粒得到初步细化,少量仍保持原貌,最大颗粒尺寸约为 10 μm 。REX-4-AS42 合金(图 1(c))中初生 Mg₂Si 颗粒进一步均匀细化。REX-6-AS42 合金(图 1(d))中破碎的初生 Mg₂Si 与早期破碎的细小颗粒(主要是共晶 Mg₂Si 颗粒)相间分布,但尺寸较大。REX-8-AS42 合金(图 1(e))中 Mg₂Si 颗粒分布弥散均匀。

图 2 所示为 CT-AS42 和 REX- k -AS42($k=2, 4, 6, 8$)合金拉伸断口形貌。由图 2 可知,CT-AS42 合金断口存在初生 Mg₂Si 解理断裂留下的大韧窝,颗粒与基体的界面处存在较深的二次裂纹(见图 2(a)中箭头所示),而且解理的 Mg₂Si 颗粒具有尖锐的棱角。REX-2-AS42 合金(图 2(b))的断口中初生 Mg₂Si 颗粒破碎后仍然聚集在一起,解理面上、解理面与基体的界面存在很深的二次裂纹,颗粒与基体有脱离现象,而且颗粒棱角尖锐。REX-4-AS42 合金(图 2(c))中初生 Mg₂Si 破碎后分布较均匀,少部分 Mg₂Si 颗粒存在明显的棱角,无颗粒聚集和脱离现象,断口韧窝增多。REX-6-AS42 合金(图 2(d))中 Mg₂Si 颗粒进一步细化,颗粒数增加,韧窝增多,破碎的初生 Mg₂Si 颗粒棱角开始钝化。REX-8-AS42 合金(图 2(e))中基本观察不到 Mg₂Si 的解理面,大部分 Mg₂Si 已经圆整化。图 3 所示为 REX-6-AS42 合金 TEM 明场相显微组织,可观察到球化的细小 Mg₂Si 颗粒。

通过以上观察可以发现:(1)共晶汉字状 Mg₂Si 经 2 道次挤压后全部破碎并均匀分布;(2)初生块状 Mg₂Si 随挤压道次增加,破碎程度增加;(3)破碎后细小 Mg₂Si 颗粒随着挤压道次增加而逐渐球化,6 道次后基本球化;(4)初生 Mg₂Si 破碎颗粒,由于尺寸较大,球化比较困难。

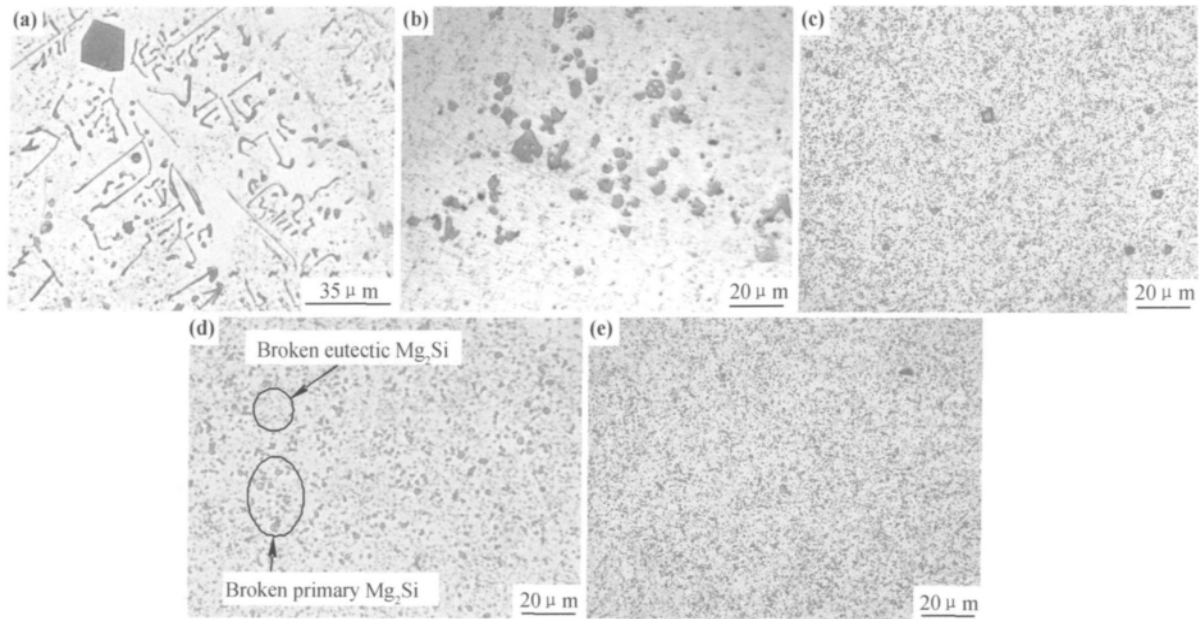


图 1 CT-AS42 和 REX- k -AS42 合金显微组织 (a)CT-AS42; (b) $k=2$; (c) $k=4$; (d) $k=6$; (e) $k=8$

Fig. 1 Microstructure of CT-AS42 and REX- k -AS42 alloys (a)CT-AS42; (b) $k=2$; (c) $k=4$; (d) $k=6$; (e) $k=8$

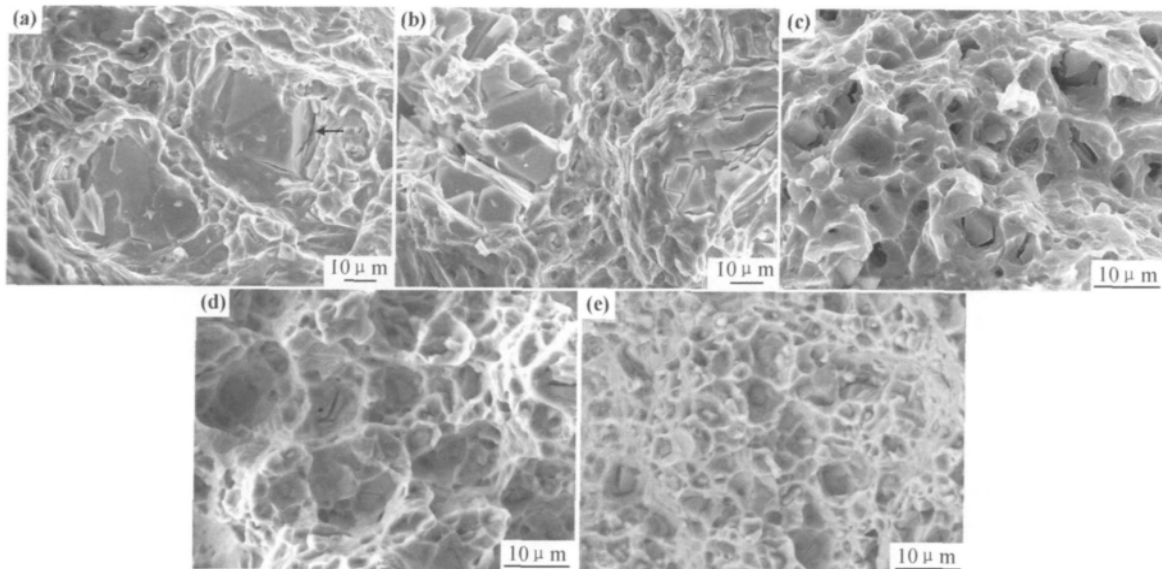


图 2 CT-AS42 和 REX- k -AS42 合金断口 SEM 照片 (a)CT-AS42; (b) $k=2$; (c) $k=4$; (d) $k=6$; (e) $k=8$

Fig. 2 SEM fractographs of CT-AS42 and REX- k -AS42 alloys (a)CT-AS42; (b) $k=2$; (c) $k=4$; (d) $k=6$; (e) $k=8$

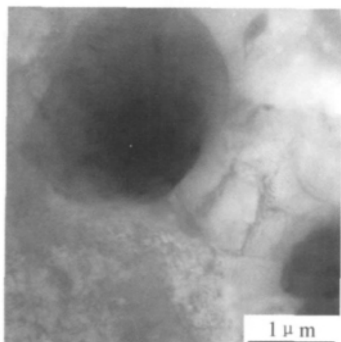


图 3 REX-6-AS42 合金 TEM 明场相显微组织

Fig. 3 Bright-field TEM micrograph of REX-6-AS42 alloy

Mg_2Si 相的脆韧性转变温度为 $450^{\circ}C$ ^[7], $390^{\circ}C$ 挤压时, Mg_2Si 处于脆性阶段, 因解理断裂而破碎。总体而言, 破碎机制包括弯曲机制、短纤维加载机制和剪切机制^[17]。就共晶 Mg_2Si 而言, 杆径仅为 $1.2\mu m$, 变形过程中首先通过弯曲机制破碎成块状或短杆状; 然后, 短杆状 Mg_2Si 通过短纤维加载机制而破碎成细小颗粒。初生块状的 Mg_2Si 颗粒大, 可以承受较大的应力, 或只能通过剪切机制而破碎。我们曾经用计算机模拟往复挤压过程, 结果表明, 靠近凹模内壁处的应力远高于中心区域^[18], 材料在靠近凹模内壁区域受到的

剪切应力最大。因此,初生 Mg₂Si 颗粒很可能在此区域发生了破碎,而位于中心区域的初生 Mg₂Si 颗粒破碎几率相对较小。在挤压过程中,破碎的 Mg₂Si 颗粒趋于沿纵向流动而重新分布。在镦粗过程中,破碎的 Mg₂Si 颗粒则趋于沿横向流动并重新分布。经历多个往复挤压道次后,颗粒分布趋于均匀。

解理破碎的 Mg₂Si 具有尖锐的棱角,受力时对基体有割裂作用。颗粒球化一方面可以降低对基体的割裂,另一方面可有效减小应力集中,使材料获得高的力学性能。破碎后 Mg₂Si 颗粒的球化只能通过固溶扩散机制实现,合金元素在金属基合金中扩散的重要前提是它在合金中的固溶能力。Si 在 Mg 中的溶解度非常有限,在 637.6℃ 共晶温度只有 0.003%^[19]。实际上,挤压温度低于 (Mg-Mg₂Si) 共晶点温度。由此可见,尖角处的 Si 原子很难溶入基体,并通过基体而扩散实现棱角的钝化。况且, Mg₂Si 相是化学成分恒定,性质稳定的金属间化合物,在较低的温度下,很难发生分解, Si 原子基本不可能溶入基体。因此, Si 原子的扩散过程只有通过 Mg₂Si/Mg 界面进行,也是 Si 原子唯一可能的扩散路径。由于 Si 原子的扩散速度非常慢,颗粒球化需要较长时间。然而,往复挤压过程温度较低,时间较短,限制了大颗粒球化。当颗粒细化至 1 μm 左右时,颗粒与基体之间的界面面积增大,颗粒球化要求 Si 原子迁移距离减小,因此,细小颗粒在挤压过程中优先球化。从 SEM 和 TEM 组织中 Mg₂Si 颗粒的形貌可知,细小颗粒 6 道次后球化已基本完成。

2.2 颗粒分布特征

图 4 所示为 REX-4-AS42 合金 Mg₂Si 颗粒尺寸分布直方图,颗粒尺寸频率分布符合 Weibull 分布。

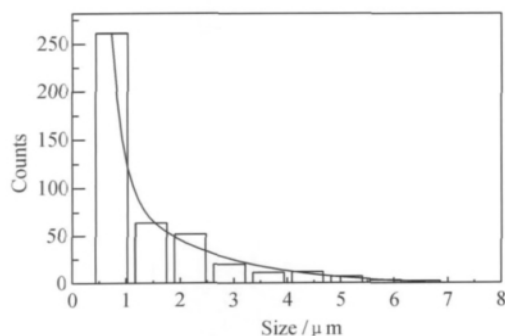


图 4 REX-4-AS42 合金中 Mg₂Si 颗粒尺寸频率分布直方图

Fig. 4 Bar chart of Mg₂Si particle size distribution in REX-4-AS42 alloy

两参数 Weibull 分布函数为^[20]:

$$f(d) = \left[\frac{b}{d} \right] \left[\frac{d}{d_a} \right]^b e^{-\left[\frac{d}{d_a} \right]^b} \quad (1)$$

式中: $f(d)$ 为颗粒尺寸分布的概率密度; b 为 Weibull 形状参数; d 为颗粒尺寸; d_a 为特征颗粒尺寸 (36.8% 存活率颗粒尺寸)。

存活率^[20]:

$$p(d) = e^{-\left[\frac{d}{d_a} \right]^b} \quad (2)$$

对式 (2) 取双对数, 可得:

$$\ln p = - \left[\frac{d}{d_a} \right]^b \quad (3)$$

$$\ln \ln(1/p) = b(\ln d - \ln d_a) \quad (4)$$

式中: 存活概率 p 根据下式求得^[21]:

$$p = 1 - \frac{m}{n_k + 1} \quad (5)$$

式中: n_k 为挤压 k 道次的颗粒总数; m 为颗粒尺寸按升序排列的序号。将不同挤压道次的颗粒尺寸按升序排列, 得到 $\ln d$ 和 $\ln \ln(1/p)$ 函数图, 见图 5。 $\ln d$ 和 $\ln \ln(1/p)$ 线性回归分析的结果列于表 1。由图表可知, 不同挤压道次合金的相关系数均大于 0.95, 说明 $\ln d$ 和 $\ln \ln(1/p)$ 的线性相关性显著, REX-AS42 合金中 Mg₂Si 颗粒尺寸遵从 Weibull 分布。形状参数 b 是颗粒尺寸分散性度量, 其值愈大, 尺寸分散性愈小, REX-4-AS42 中 Mg₂Si 颗粒尺寸分散性最小。由于 Mg₂Si 颗粒随挤压道次增加而变小, 所以特征颗粒尺寸逐渐减小。

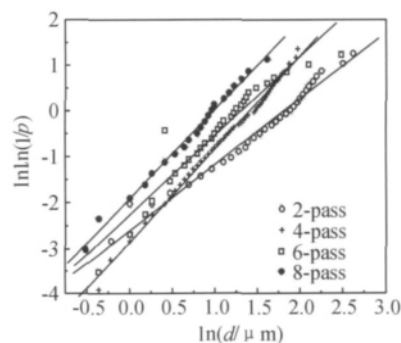


图 5 Mg₂Si 颗粒尺寸的 Weibull 分布

Fig. 5 Weibull distribution of Mg₂Si particles size

表 1 Mg₂Si 颗粒尺寸 Weibull 分布时的线性回归分析结果

Table 1 Results of Mg₂Si particle size linear regression analysis with Weibull distribution

Parameter	2	4	6	8
b	1.44	2.04	1.73	1.95
$d_a/\mu\text{m}$	6.13	4.09	3.71	2.67
Correlation coefficient (R)	0.9888	0.9976	0.9565	0.9962

Mg₂Si 颗粒大小和均匀性可用平均尺寸、标准差及颗粒相对密度来度量。第 k 挤压道次下的颗粒尺寸平均值:

$$D_k = \frac{1}{n_k} \sum_{i=1}^{n_k} x_i \quad (6)$$

式中: D_k 为颗粒平均尺寸; x_i 为颗粒尺寸。

颗粒尺寸标准差 S_k :

$$S_k = \left[\frac{1}{(n_p - 1)} \sum_{i=1}^n (x_i - D_k)^2 \right]^{1/2} \quad (7)$$

颗粒相对密度为 n_k/n_0 , n_0 为铸态合金中颗粒总数。将测定的数据分别代入式(6)及密度定义式中, 得到铸态和不同挤压道次下颗粒的平均尺寸、标准差和相对密度, 见表 2。由表 2 可知, 随挤压道次增加, 颗粒尺寸减小, 颗粒数量增多, 颗粒均匀度(S_k)提高。

表 2 REX-AS42 合金中 Mg_2Si 颗粒平均尺寸(D_k)、标准差(S_k)和相对密度(n_k/n_0)

Table 2 The average size (D_k), standard deviation (S_k), and relative density (n_k/n_0) of Mg_2Si particles in REX-AS42

Parameter	As-cast	2	4	6	8
$D_k/\mu m$	9.2	2.4	1.6	1.4	1.3
$S_k/\mu m$	6.5	1.3	1.2	1.1	0.7
$n_k/n_0/\%$	100	190	290	490	540

经 2 道次挤压后, 颗粒尺寸明显变小, 均匀度大幅提高, 而颗粒相对密度增幅不大, 说明大部分颗粒已经破碎。3~8 道次挤压过程中, 颗粒细化和均匀度增加变缓, 并逐渐趋近一极限值。其中 D_8 为 $1.3\mu m$, 与共晶 Mg_2Si 杆直径接近。说明: (1) 共晶 Mg_2Si 相在 2 道次挤压后几乎不会再破碎细化; (2) 初生块状 Mg_2Si 相细化的极限值约为 $1.3\mu m$; (3) 如果能够将初生 Mg_2Si 相转化为共晶 Mg_2Si 相, 则可以减少往复挤压道次。颗粒相对密度在 3~6 道次挤压期间增幅最大, 颗粒的相对密度与颗粒开裂概率 p_c 有直接关系^[22]:

$$p_c = Ad^2\sigma^5 \frac{n_k}{n_0} \quad (8)$$

式中: d 为基体晶粒尺寸; σ 为外加应力; A 为常数。颗粒开裂的概率与颗粒相对密度成正比, 与基体晶粒尺寸平方成正比, 与外加应力的 5 次方成正比。铸态合金经 2 道次挤压后, 基体经过动态再结晶成为细小等轴晶^[16], 共晶 Mg_2Si 全部破碎并均匀分布, 初生 Mg_2Si 得到初步细化。然而, 随着挤压道次增加, 外加应力不会变化, 基体晶粒细化使位错塞积长度变短, 颗粒破碎所需应力减小, 颗粒破碎概率降低; 另一方面, 破碎的细小 Mg_2Si 在随后的挤压过程中逐渐球化, 从而会降低应力集中, 所以小颗粒很难破碎。结合 SEM 显微组织可知, 3~6 道次挤压期间相对密度的增加主要来自连续破碎的初生块状 Mg_2Si 相。6 道次后, 初生 Mg_2Si 颗粒已大幅细化, 再破碎难度变大, 颗粒相

对密度增加幅度变缓。综合以上分析可知, 随挤压道次的增加, 颗粒尺寸、均匀度和相对密度的演变规律是一致的。

与大块棱角尖锐的颗粒相比, 细小球状颗粒可有效降低应力集中, 并减少对基体的割裂。此外, 高温挤压时, Mg_2Si 颗粒尺寸的减小和颗粒数量的增多可有效阻碍基体再结晶晶粒的长大, 从而细化基体晶粒^[16], 进一步提高合金力学性能。所以, $Mg-Al-Si$ 合金中 Mg_2Si 颗粒的形貌和分布直接决定其力学性能。

研究结果表明, 往复挤压过程中, 共晶汉字状 Mg_2Si 容易破碎, 块状初生 Mg_2Si 很难破碎, 经 8 道次挤压后仍有少许棱角明显的大颗粒。因此, 可利用 Sb, La 等变质剂使 CT-AS42 合金中 Mg_2Si 由块状转变为汉字状, 再进行往复挤压, 不但能减少挤压道次, 还会提高颗粒的均匀度, 从而制备更高性能的 AS42 合金。

3 结论

(1) CT-AS42 中 Mg_2Si 相以汉字状共晶和少量初生块状形式存在, 汉字状 Mg_2Si 经 2 道次挤压后全部破碎并均匀分布, 块状 Mg_2Si 随挤压道次增加逐渐细化; 破碎的细小 Mg_2Si 颗粒往复挤压 6 道次被球化。

(2) REX-AS42 合金中 Mg_2Si 颗粒尺寸遵循 Weibull 分布, REX-4-AS42 合金中 Mg_2Si 尺寸分散性最小, 颗粒尺寸、标准差和颗粒相对密度随挤压道次增加而增加, 8 道次后分别为 $1.3\mu m$ 、 $0.7\mu m$ 和 540%。

参考文献

- [1] EASTON M, SONG W, ABBOTT T. A comparison of the deformation of magnesium alloys with aluminium and steel in tension, bending and buckling [J]. Materials and Design, 2006, 27 (10): 935-946.
- [2] ZHANG J, DU H, LU B, et al. Effect of Ca on crystallization of Mg-based master alloy containing spherical quasicrystal [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17 (2): 273-279.
- [3] GUO X F, REXMENIK S, XU C J, et al. Development of Mg-6.0%Zn-1.0%Y-0.6%Ce-0.6%Zr magnesium alloy and its microstructural evolution during processing [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 473: 266-273.
- [4] PENG Q, WU Y, FANG D, MENG J, WANG L. Microstructures and mechanical properties of Mg-8Gd-0.6Zr-xNd ($x=0, 1, 2$ and 3 mass%) alloys [J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(11): 3908-3913.
- [5] TAMURA D, NAGAI R, SUGIMOTO K, et al. Melt growth and characterization of Mg_2Si bulk crystals [J]. Thin Solid Films, 2007, 515(22): 8272-8276.

- [6] LIU C, WU Y, LIU H, et al. Microstructural formation in hypereutectic Al-Mg₂Si with extra Si [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 477(1-2): 212-216.
- [7] WANG L, QIN X, XIONG W, et al. Fabrication and mechanical properties of bulk nanocrystalline intermetallic Mg₂Si [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 459: 216-222.
- [8] QIN Q, ZHAO Y, LIU C, et al. Strontium modification and formation of cubic primary Mg₂Si crystals in Mg₂Si/Al composite [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 454(1-2): 142-146.
- [9] QIN Q, ZHAO Y. Nonfaceted growth of intermetallic Mg₂Si in Al melt during rapid solidification [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 462(1): 28-31.
- [10] WANG L, GUO E, MA B. Modification effect of lanthanum on primary phase Mg₂Si in Mg-Si alloys [J]. *Journal of Rare Earths*, 2008, 26(1): 105-109.
- [11] HADIAN R, EMAMY M, VARAHRAM N, et al. The effect of Li on the tensile properties of cast Al-Mg₂Si metal matrix composite [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 490: 250-257.
- [12] WANG H, WANG W, ZHA M, et al. Influence of the amount of KBF₄ on the morphology of Mg₂Si in Mg-5Si alloys [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2008, 108(2-3): 353-358.
- [13] ZHA M, WANG H, XUE P, et al. Microstructural evolution of Mg-5Si-1Al alloy during partial remelting [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 472(1-2): 18-22.
- [14] LEE S, CHEN Y, WANG H, et al. On mechanical properties and superplasticity of Mg-15Al-1Zn alloys processed by reciprocating extrusion [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 464: 76-84.
- [15] GUO X F, SHECHTMAN D. Reciprocating extrusion of rapidly solidified Mg-6Zn-1Y-0.6 Ce-0.6 Zr alloy [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 187: 640-644.
- [16] 宋佩维, 井晓天, 郭学锋. 往复挤压 Mg-4Al-2Si 镁合金的组织细化与力学性能 [J]. *中国有色金属学报*, 2007, 17(1): 111-117.
- [17] LEE S, YEH J. Superplasticity of 5083 alloys with Zr and Mn additions produced by reciprocating extrusion [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 460: 409-419.
- [18] 叶永南, 刘君, 郭学锋, 等. 热力耦合数值模拟往复挤压 AZ31 成形过程 [J]. *兵器材料科学与工程*, 2007, 30(6): 10-13.
- [19] GUO E, MA B, WANG L. Modification of Mg₂Si morphology in Mg-Si alloys with Bi [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 206(1-3): 161-166.
- [20] 王栓柱. 金属疲劳 [M]. 福州: 福建科学技术出版社, 1985. 268-291.
- [21] 魏建锋, 赵康, 郝君辉. 动载和静载下切口构件的性能及预测 [M]. 西安: 陕西科学技术出版社, 2001. 112.
- [22] 宋佩维. 往复挤压 Mg-Al-Si 合金的组织、性能及强化机制 [D]. 西安: 西安理工大学, 2007.

基金项目: 国家自然科学基金 (50271054); 教育部博士点基金 (20070700003); 河南省科技厅攻关资助项目 (102102210031); 河南省教育厅自然科学基金资助项目 (2010A430008)

收稿日期: 2010-06-03; 修订日期: 2011-07-14

作者简介: 郭学锋 (1962—), 男, 博士, 教授, 博士生导师, 从事高性能金属结构材料和凝固技术的教学与研究工作, 联系地址: 河南理工大学材料科学与工程学院 (454010), E-mail: guoxuef@gmail.com

(上接第 61 页)

(3) 实际测量导向叶片叶身中部水平方向上 V4, V5, V6 三点温度到达合金固/液相线的时间不同, 等温线倾斜分布, 数值模拟过程也具有相同的结果。

参考文献

- [1] YU K O, OTI J A, ROBINSON M, et al. Solidification modeling of complex-shaped single crystal turbine airfoils [A]. *Superalloys 1992* [C]. Warrendale, PA: TMS, 1992. 135-144.
- [2] YU K O, BEFFEL M J, ROBINSON M, et al. Solidification modeling of single crystal investment casting [J]. *Transactions of American Foundrymen's Society*, 1990, 98(53): 417-428.
- [3] LI J R, LIU S Z, YUAN H L, et al. Solidification simulation of investment castings of single crystal hollow turbine blade [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2003, 19(6): 532-534.
- [4] JIN H P, LI J R, PAN D. Application of inverse method to estimation of boundary Conditions during investment casting simulation [J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2009, 22(6): 429-434.
- [5] JIN H P, LI J R, LIU S Z, et al. Study of heat transfer coefficient used in the unidirectional solidification simulation based on orthogonal design [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2010, 39(5): 767-770.
- [6] LI J R, LIU S Z, ZHONG Z G. Solidification simulation of single crystal investment castings [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2002, 18(4): 315-316.
- [7] 刘世忠, 李嘉荣, 钟振钢, 等. 第二代单晶高温合金空心涡轮叶片凝固过程数值模拟研究 [J]. *材料科学与工艺*, 1999, 7(增刊): 136-138.
- [8] LI J R, ZHONG Z G, TANG D Z, et al. A low-cost second generation single crystal superalloy DD6 [A]. *Superalloys 2000* [C]. Warrendale, PA: TMS, 2000. 777-778.

收稿日期: 2010-11-16; 修订日期: 2011-05-12

作者简介: 谢洪吉 (1984—), 男, 硕士, 从事单晶高温合金研究, 联系地址: 北京 81 信箱 1 分箱 (100095), E-mail: xhj911@126.com