

Ba 对原位自生 $Mg_2Si/Mg-Zn-Si$ 复合材料组织与力学性能的影响

Effects of Ba Addition on Microstructure and Properties of
In-situ Synthesized $Mg_2Si/Mg-Zn-Si$ Composite

陈 可, 李子全, 刘劲松, 杨继年, 孙颖迪, 卞松刚
(南京航空航天大学 材料科学与技术学院, 南京 210016)

CHEN Ke, LI Zhi-quan, LIU Jin-song,
YANG Ji-nian, SUN Ying-di, BIAN Song-gang
(College of Materials Science and Technology, Nanjing
University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

摘要: 研究添加 0.1%~2.0% Ba(质量分数,下同)对高 Si 原位自生 $Mg_2Si/Mg-Zn-Si$ 复合材料组织和力学性能的影响。结果表明:随着 Ba 含量的增加,初生 Mg_2Si 由树枝晶转变为多面体颗粒,其尺寸先减小后增大;汉字状共晶 Mg_2Si 也先减少后增加;复合材料的力学性能显著改善。当 Ba 含量为 1.0% 时,其细化变质效果最好,合金的综合力学性能最佳,这是由于 Ba 的加入形成了大量细微的 $BaMg_2Si_2$ 粒子可作为初生 Mg_2Si 的异质形核核心,从而细化变质了 Mg_2Si ;当 Ba 含量过高(>1.0%), $BaMg_2Si_2$ 相聚集长大导致了过变质现象,力学性能下降。变质为细小多边形的 Mg_2Si 颗粒减少了加载时应力集中与裂纹产生、扩展;其弥散分布阻碍了变形时位错运动,因此强化了复合材料。

关键词: Ba; Mg_2Si ; 变质; 异质形核

中图分类号: TB331; TG146.22 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2010)04-0063-06

Abstract: Effects of 0.1%~2.0% (mass fraction) Ba addition on the microstructure and tensile properties of $Mg_2Si/Mg-Zn-Si$ composites with high Si content were investigated. The results indicate that, the morphology of primary Mg_2Si in the composites changes from large dendrite to fine polygonal with the increasing Ba content, and its average size sharply decreases until addition of Ba 1.0% and then slowly increases. The average size of eutectic Mg_2Si also shows the same change trend. Numerous tiny $BaMg_2Si_2$ particles act as the heterogeneous nucleation substrate for primary Mg_2Si . It is also found that $BaMg_2Si_2$ size in Mg_2Si is obviously coarsened as addition of Ba surpasses 1.0%, which is responsible for over modification. Refined Mg_2Si particles dispersion strengthen the composite and results in the improvement of ductility. The proper Ba content is a key factor to obtain effectively refined Mg_2Si and enhanced composite.

Key words: Ba addition; Mg_2Si ; modification; heterogeneous nucleation

原位自生镁基复合材料是目前材料研发的热点之一,它既具有镁基材料的轻质、高比强等优点,又克服了镁合金耐热性差、抗蠕变性差等缺点,并且增强体与基体界面结合性好^[1-3]。其中,原位自生金属间化合物 Mg_2Si 增强的镁基复合材料是极具发展前景的一类^[3,4]。 Mg_2Si 具有高硬度、高熔点、高弹性模量等特性,可显著提高合金的硬度、耐热性能及耐磨性^[5];但是通常高 Si 镁合金中共晶 Mg_2Si 呈大块汉字状,初生 Mg_2Si 呈粗大的树枝晶(尺寸可达 100 μm),严重影响了镁合金的常温抗拉强度、韧性等力学性能^[6,7]。因此,如何使高 Si 镁合金中大量的 Mg_2Si 细化并变质

为颗粒状,从而使合金成为 Mg_2Si 颗粒增强的镁基复合材料,并显著提高材料的综合性能,成为目前研究的热点之一。

国内外研究者采用快速凝固(RS)、热挤出(HE)、机械合金化(MA)、变质处理(MT)^[1,2,8,9]等方法来改善高 Si 镁合金组织。其中变质处理是工艺简便、经济的一种方法,有不少研究已经取得了良好的效果。如姜启川等^[10-12]通过添加 B, Y, Bi 等变质剂使 $Mg-5\%$ Si 合金中的初生 Mg_2Si 变成 20 μm 左右的颗粒状。但是为了同时变质树枝晶初生 Mg_2Si 和大块汉字状共晶 Mg_2Si ,并进一步改善

细化变质效果, 仍有必要开发更有效的, 综合效果好的变质剂。

Ba 是 Al-Si 合金中初生 Si 的常用变质剂, 而 Al-Si 体系与 Mg-Mg₂Si 体系中初生相的变质有类似之处, 同时有报道称镁合金中添加 Ba 能起到阻燃的作用^[13]。因此本研究以 Mg-6Zn-4Si 合金为基体, 研究添加 Ba 对合金微观组织 (主要是 Mg₂Si 相) 的影响, 以期开发效果好的新型变质剂, 并获得微观组织及力学性能良好的镁基复合材料。

1 实验方法

Mg-6Zn-4Si 基体的制备: 将纯 Mg (> 99.5%, 质量分数, 下同)、Zn (> 99.5%) 锭置入钢坩埚内, 熔化后加入 Si (> 99.8%) 颗粒, 升温至 750℃保温 20min, 然后机械搅拌 5min, 使合金液成分均匀, 除渣并静置 15min, 最后, 降温至 700℃浇铸入预热到 250℃的钢模中。

取 Mg-6Zn-4Si 基体重熔, 添加入不同量的 Ba (> 99.5%), 750℃左右保温 15min, 搅拌 5min 使合金液成分均匀, 除渣并静置, 最后降温至 700℃浇铸入预热到 250℃的钢模中, 模具型腔尺寸为 100mm × 80mm × 20mm。以上熔炼过程均在气氛保护井式炉中进行, 保护气体为 1% SF₆ + 99% CO₂ (体积分数)。制备的合金含 Ba 量如表 1 所示。

金相试样从铸锭的中部切取, 经打磨抛光后用 0.4% HNO₃ (体积分数) 酒精溶液腐蚀。通过 XJP-

表 1 各合金编号及其 Ba 含量

Table 1 Experimental alloy number and Ba content

No	1	2	3	4	5	6
Mass fraction of Ba/ %	0.0	0.1	0.5	1.0	1.5	2.0

300 金相显微镜观察微观组织; 用 Image Pro-plus 软件测量每张金相照片上初生 Mg₂Si 相的平均面积, 以此来表征其尺寸; 合金的相组成分析通过 Bruker D8 advanced X 射线衍射仪 (XRD) 完成; 合金中微区的能谱分析 (EDS) 在 leo 1550 型扫描电镜 (SEM) 所带的能谱仪上进行测试; 采用电火花线切割法沿铸锭纵向截取片状拉伸试样, 标距为 15mm, 横截面尺寸为 6mm × 2mm; 采用 SANS 2CMT 5105 型万能材料试验机对试样在 20, 150℃下进行拉伸性能检测, 并用 SEM 分析拉伸断口形貌。

2 实验结果及分析

2.1 材料的微观组织

图 1(a) 是 Mg-6Zn-4Si 基体合金的微观组织, 其中初生 Mg₂Si 相为粗大枝晶或块状; 共晶 Mg₂Si 相为汉字状 (或称骨骼状); 共晶组织处还存在半连续不规则形貌的 MgZn 相。图 1(b) ~ (f) 是不同 Ba 含量合金的金相组织。可见随着 Ba 的加入, 初生 Mg₂Si 由大块枝晶变成细小的多边形甚至球形颗粒, 平均尺寸迅速降低; 当 Ba 含量超过 1.0% 后又缓慢增大, 并且有恢复为枝晶状的趋势。由于初生 Mg₂Si 晶粒的形

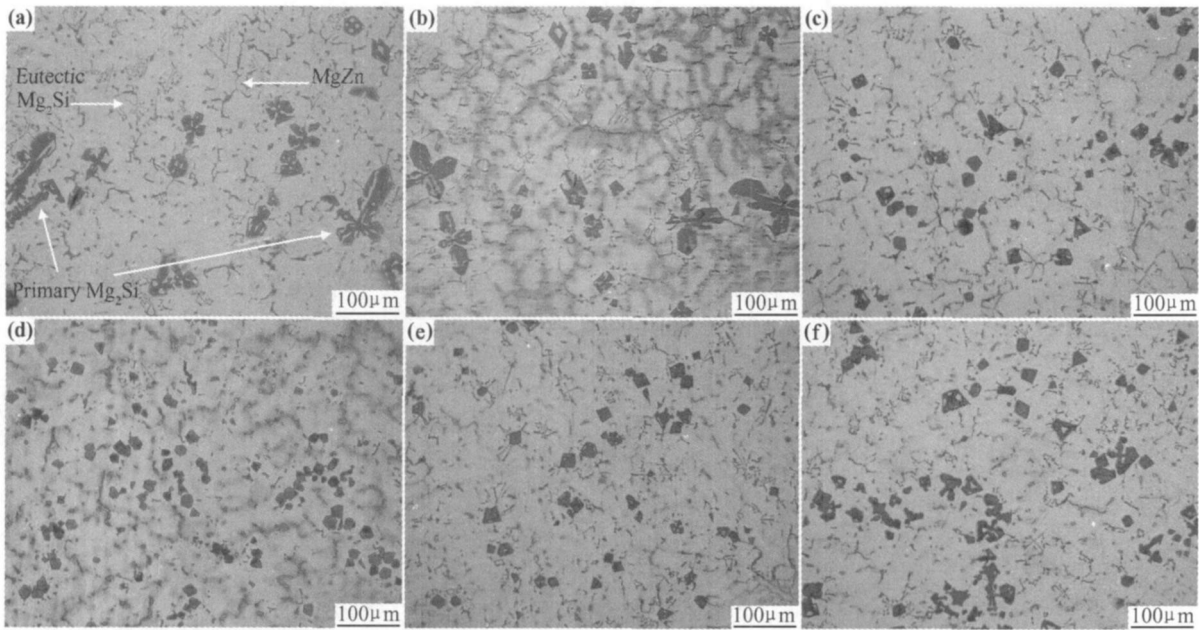


图 1 各合金的微观组织 (a) 合金 1; (b) 合金 2; (c) 合金 3; (d) 合金 4; (e) 合金 5; (f) 合金 6

Fig. 1 OM of alloys (a) alloy 1; (b) alloy 2; (c) alloy 3; (d) alloy 4; (e) alloy 5; (f) alloy 6

状不规则,为了更准确地反映其尺寸,故采用金相照片上初生 Mg_2Si 晶粒的平均面积来表示。图 2 是不同 Ba 含量的合金中初生 Mg_2Si 晶粒平均面积的定量测量结果,其中含 1% Ba 的合金 4 中 Mg_2Si 晶粒平均面积最小($211.7\mu m^2$),对应的晶粒尺寸为 $20\mu m$ 以下。Ba 含量高于 1.0% 时,合金 5、6 中初生 Mg_2Si 晶粒平均面积增大为 $235.8\mu m^2$ 和 $303.9\mu m^2$ 。

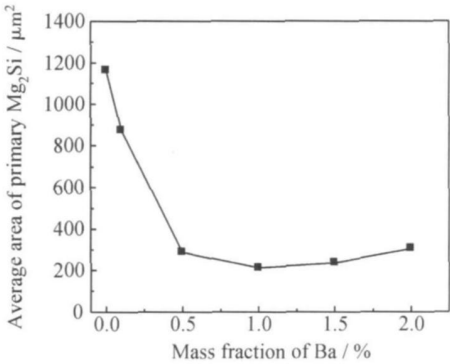


图 2 初生 Mg_2Si 晶粒平均面积随 Ba 含量变化的关系
Fig. 2 The relationship between Ba content and average area of primary Mg_2Si grains

与初生相类似,共晶 Mg_2Si 的尺寸也显示出了先下降后上升的变化趋势。当 Ba 含量为 1.0% 的时候合金中共晶 Mg_2Si 尺寸最小且数量极少。

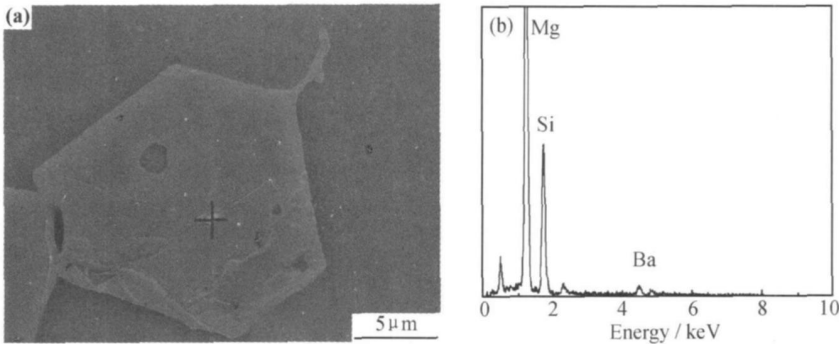


图 4 合金 4 EDS 测试结果 (a) 微粒照片; (b) 元素分析
Fig. 4 EDS results of alloy 4 (a) image of tiny granular phase; (b) element analysis

Mg_2Si 细化变质机理有两种,一是增加晶核的形核率^[14, 15],晶核增加后晶粒尺寸减小;二是抑制晶核长大,通过改变凝固条件而达到,例如通过 B/Y 原子吸附在 Mg_2Si 晶粒生长表面起到毒化作用^[10, 11]。本研究将 Ba 元素加入到合金液中, Ba 在固态 $\alpha-Mg$ 晶体中固溶度极低(0.011%),因此它只能以单质析出或与合金液反应生成二元或多元金属间化合物。这些化合物有可能作为初生 Mg_2Si 形核的基底。一般认为晶格错配度是决定异质形

由合金 4、6 的 SEM 照片可见(见图 3),初生 Mg_2Si 中出现了细小的新相,如白色箭头所示。合金 4 中该新相的 EDS 测试结果如图 4 所示。EDS 测试结果表明,新相含 Mg, Ba, Si, 由于该相含量较少在合金 4 的 XRD 图谱(见图 5)中没有得到反映。合金 4 中新相微粒尺寸约 $0.5\mu m$ (见图 4),而合金 6 中微粒尺寸约为 $3\mu m$ (见图 3(b)),可见当 Ba 含量超过 1.5% 后,含 Ba 新相颗粒的尺寸明显粗化。

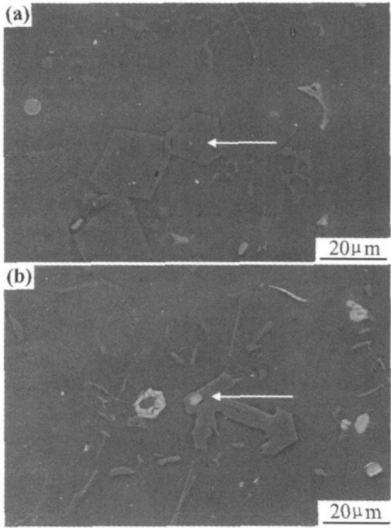


图 3 合金 4(a)与合金 6(b)的 SEM 照片
Fig. 3 SEM micrographs of alloy 4 (a) and alloy 6(b)

核界面能的主要因素。为了研究含 Ba 化合物成为 Mg_2Si 形核基底的可能性,根据 Bramfitt 异质形核理论^[16]计算 Ba, Mg, Si 形成的化合物与 Mg_2Si 的低指数晶面匹配关系。
晶格错配度模型公式如下:
$$\delta_{(hkl)_n}^{(hkl)_s} = \sum_{i=1}^3 \frac{|d_{[uvw]_s}^i \cos \theta - d_{[uvw]_n}^i|}{3d_{[uvw]_n}^i} \times 100\% \quad (1)$$

式中: $(hkl)_s$ 是异质基底的低指数晶面; $[uvw]_s$ 是该晶面上的低指数晶向; $(hkl)_n$ 是新形成相晶核的低指

数晶面; $[uvw]_n$ 是该晶面上的低指数晶向; $d[uvw]_s$ 和 $d[uvw]_n$ 为 $[uvw]_s$ 和 $[uvw]_n$ 方向上的原子间距; θ 是 $[uvw]_s$ 与 $[uvw]_n$ 的夹角 ($0 < 90^\circ$)。

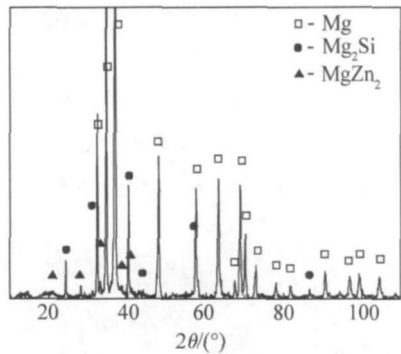


图 5 合金 4 的 X 射线衍射花样
Fig. 5 XRD patterns of alloy 4

根据式 (1) 计算发现化合物 $BaMg_2Si_2$ 与 Mg_2Si 匹配良好, 计算数值如表 2 所示。(001) $_{Mg_2Si}$ 与 (001) $_{BaMg_2Si_2}$ 这两个面上 Si 原子排布方式相同, 原子间距接近。由表 2 的计算结果可见 (001) $_{Mg_2Si}$ 与 (001) $_{BaMg_2Si_2}$ 的错配度仅为 2.13%。而根据界面共格对应理论及 Bamfitt 理论^[16]: 外来固相衬底与晶体晶格错配度在 15% 以内可作为异质形核核心; 6% 以内为较有效的异质核心。因此 $BaMg_2Si_2$ 对于 Mg_2Si 相来说为十分有效的异质形核固相衬底。因此, 合金液中先生成的 $BaMg_2Si_2$ 微粒作为 Mg_2Si 相晶核形核基底, 大大增加了初生 Mg_2Si 相的形核率, 使之得到了细化; 大量初生 Mg_2Si 的形核及其迅速生长使之来不及长成树枝晶。

表 2 Mg_2Si 与 $BaMg_2Si_2$ 的晶格错配度相关计算值

Table 2 Calculated values of planar disregistry between Mg_2Si and $BaMg_2Si_2$ phase

	(001) $_{BaMg_2Si_2} \parallel$ (110) $_{Mg_2Si}$			(001) $_{BaMg_2Si_2} \parallel$ (001) $_{Mg_2Si}$			(001) $_{BaMg_2Si_2} \parallel$ (111) $_{Mg_2Si}$		
$[hkl]_{BaMg_2Si_2}$	[010]	[$\bar{1}$ 10]	[100]	[010]	[$\bar{1}$ 10]	[100]	[010]	[110]	[$\bar{1}$ 00]
$[hkl]_{Mg_2Si}$	[$\bar{1}$ 10]	[$\bar{1}$ 11]	[001]	[110]	[010]	[$\bar{1}$ 10]	[110]	[211]	[$\bar{1}$ 01]
$d[hkl]_{BaMg_2Si_2}$	4.65	6.57	4.65	4.65	6.57	4.65	4.65	6.57	4.65
$d[hkl]_{Mg_2Si}$	4.51	7.82	6.39	4.51	6.39	4.51	4.51	7.82	4.51
θ	0	9.7	0	0	0	0	0	15	30
$\delta/\%$		15.83			3.01			10.88	

含 1% Ba 合金的凝固过程是一个冷却速度较快条件下的非平衡凝固。凝固初期大量初生 Mg_2Si 晶核以及 $BaMg_2Si_2$ 相的形成, 消耗了大量的 Si 原子, 使得剩余液相中 Si 含量远低于 $Mg-Si$ 共晶点成分, 所以最终仅生成极少量共晶 Mg_2Si 。大块汉字状共晶 Mg_2Si 的减少无疑是对复合材料的力学性能有利的。此时, 合金中几乎只存在多面体颗粒状 Mg_2Si , 整个合金可视为 Mg_2Si 颗粒增强的 $Mg-Zn-Si$ 基复合材料。

当 Ba 含量上升到 1% 以上, 初生 Mg_2Si 颗粒的尺寸又有所增大, 并且共晶 Mg_2Si 相增多, 这说明 Ba 的细化变质效果减弱了。这是由于 Ba 含量较高时, $BaMg_2Si_2$ 微粒发生了聚集或长大。因此, 在合金液中 $BaMg_2Si_2$ 相的数量, 即初生 Mg_2Si 相的异质形核核心的数量下降导致了过变质现象。

2.2 材料的力学性能

复合材料的常温及 150℃ 高温拉伸测试结果如图 6 所示。随着 Ba 的加入合金的常温、高温抗拉强度 σ_b 均先迅速大幅度上升而后略有下降。Ba 含量达 1% 时合金常温抗拉强达到最高值 184MPa, 较合金 1 提高了 82%。合金 4 的高温抗拉强度也达到最大值 166MPa, 较合金 1 提高了 73%。材料

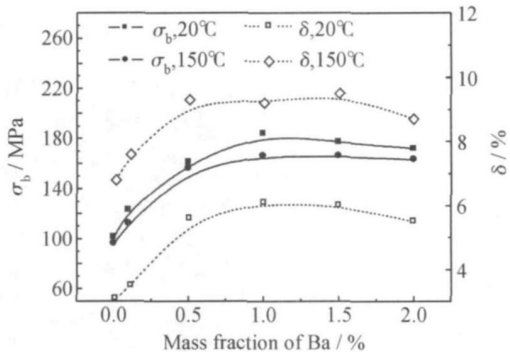


图 6 材料常温、高温下的抗拉强度与延伸率
Fig. 6 Tensile strength and elongation of composites at room temperature and 150℃

在高温下延伸率较常温下大得多, 并在 Ba 加入后迅速增大; 当 Ba 含量达 0.5% 以上时, 延伸率的增加较少并且最终略有下降。总体而言, Ba 的添加显著改善了材料的拉伸力学性能。

图 7 是复合材料的常温拉伸断口形貌。由图 7 (a) 可见, 合金 1 的拉伸断口上显示出较多的脆性断面以及一些撕裂棱, 即沿 Mg_2Si 晶面的裂纹扩展所造成的; 局部有一些韧断微坑, 材料的断裂形式表现为以解理断裂加晶间断裂为主的混合型断裂。添加 1.0% Ba 后, 合金拉伸断口 (见图 7 (b)) 的脆

性区减少且变小,解理断裂特征减弱;断裂的韧窝特征增强,整个断口形貌以大量细小的韧窝为主。此外各韧窝底部分布着细小的多边形 Mg_2Si 颗粒,部分颗粒发生了穿晶断裂(见图 7(b) 箭头所示)。此时材料的断裂表现出明显的颗粒增强金属基复合材料的断裂特征。复合材料室温拉伸断口形貌的变化与其力学性能的变化是一致的。

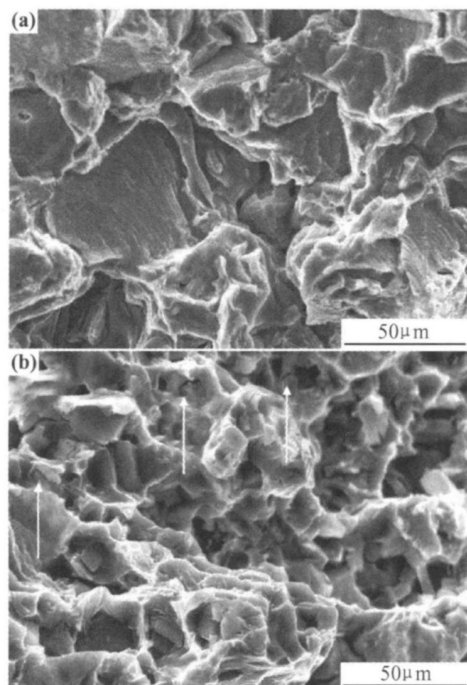


图 7 合金 1(a) 与合金 4(b) 的常温断口形貌

Fig. 7 SEM images of room-temperature-tensile fracture surfaces of alloy 1 (a) and alloy 4 (b)

第二相颗粒的性质、数量、形状及大小对材料力学性能的影响至关重要。本研究中,合金 1 中初生 Mg_2Si 呈粗大树枝晶或块状,共晶 Mg_2Si 呈汉字状,割裂了基体组织; Mg_2Si 本身脆性较大,且棱角尖锐易造成应力集中,加载时裂纹沿 Mg_2Si 与基体的界面以及内部解理面迅速扩展。因此,表现出脆性断裂特征,拉伸力学性能较差。

当适量添加 Ba 元素后,合金 4 中的 Mg_2Si 转变为细小多边形颗粒,高硬度细小颗粒阻碍了位错运动,起到了弥散强化的作用;同时位错在颗粒周围的塞积也使 Mg_2Si 颗粒成为了韧窝形成核心;颗粒越细、数量越多,韧窝也越多,材料呈现韧性断裂特征。复合材料的抗拉强度大大提高,延伸率增加。合金 4 的断口上部分 Mg_2Si 颗粒断裂,这一方面说明了 Mg_2Si 增强颗粒与基体结合良好,颗粒起到了承受载荷的作用,其增强效果充分发挥;另一方面

增强颗粒的断裂,使得颗粒附近镁合金基体区域所承受的附加应力减弱甚至消失,降低了基体断裂的概率。

$Mg_2Si/Mg-Zn-Si$ 复合材料的载荷由基体与增强体共同承担,由于 Mg_2Si 增强相耐热性能较好,各合金的强度在常温和高温下均相差不多。而各合金在高温时延伸率均比室温时大得多。

3 结论

(1) 添加 Ba 有效地细化变质了 $Mg_2Si/Mg-Zn-Si$ 复合材料中的 Mg_2Si 相;随着 Ba 含量的上升,初生 Mg_2Si 变为细小的多边形甚至球状颗粒,颗粒尺寸先减小后增大;共晶 Mg_2Si 也是先减少后增加。当 Ba 含量为 1% 时,变质效果最好。

(2) 在含 Ba 的 $Mg_2Si/Mg-Zn-Si$ 复合材料中生成了大量 $BaMg_2Si_2$ 微粒,它与 Mg_2Si 晶格错配度极小,是 Mg_2Si 相的异质形核核心,从而细化了初生 Mg_2Si 。

(3) Ba 含量大于 1.0% 时, $BaMg_2Si_2$ 的粗化聚集使形核核心减少,变质作用减弱,最终导致过变质现象。

(4) Mg_2Si 相变质为细小颗粒,可起到弥散强化的作用,使材料强度与延伸率得到大幅提高。

参考文献

- [1] LU L, THONG K K, GUPTA M. Mg-based composite reinforced by Mg_2Si [J]. Composites Science and Technology, 2003, 63(5): 627–632.
- [2] TSUZUKI R, KONDOH K. In-situ solid-state synthesis of Mg composite with Mg_2Si dispersoids [J]. Materials Science Forum, 2005, 475–479(1): 497–500.
- [3] ASANO K, YONEDA H. In situ formation and refinement of Mg_2Si in fiber-reinforced AZ91D magnesium alloy [J]. Materials Transactions, 2007, 48(6): 1469–1475.
- [4] THAKUR S K, DIERINGA H, DHINDAW B K, et al. Thermal cycling and creep studies of AM50+Nd magnesium alloy based carbon fiber, SiC particulate and in-situ Mg_2Si reinforced hybrid composites [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2005, 58(4): 653–659.
- [5] LU L, LAI M O, HOE M L. Formation of nanocrystalline Mg_2Si and Mg_2Si dispersion strengthened Mg-Al alloy by mechanical alloying [J]. Nanostructured Materials, 1998, 10(4): 551–563.
- [6] MORDIKE B L. Development of highly creep resistant magnesium alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 117(3): 391–394.
- [7] PAN Y C, LIU X F, YANG H. Microstructural formation in a

- hypereutectic Mg-Si alloy[J]. Materials Characterization, 2005, 55(3): 241- 247.
- [8] MABUCHI M, HIGASHIKI. Strengthening mechanisms of Mg-Si alloys[J]. Acta Metallurgica, 1996, 44(11): 4611- 4618.
- [9] TSUZUKI R, KONDOH K, DU W B, et al. Effect of extrusion conditions on properties of hot extruded Mg composite with Mg₂Si dispersions via solid-state synthesis[J]. Materials Science Forum, 2003, 419- 422(2): 789- 794.
- [10] JIANG Q C, WANG H Y, WANG Y, et al. Modification of Mg₂Si in Mg-Si alloys with yttrium[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 392(1- 2): 130- 135.
- [11] WANG H Y, JIANG Q C, MA B X, et al. Modification of Mg₂Si in Mg-Si alloys with K₂TiF₆, KBF₄ and KBF₄+ K₂TiF₆[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 387(1- 2): 105- 108.
- [12] GUO E J, MA B X, WANG L P. Modification of Mg₂Si morphology in Mg-Si alloys with Bi[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 206(1- 3): 161- 166.
- [13] 李金锋, 耿浩然, 滕新营. Ba 对 AZ91 镁合金组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2005, (7): 5- 7, 36
- [14] LIAO L H, ZHANG X Q, WANG H W, et al. Influence of Sb on damping capacity and mechanical properties of Mg₂Si/Mg-9Al composite materials[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 430(1- 2): 292- 296.
- [15] JEON J, LEE S, KIM B, et al. Effect of Sb and Sr addition on corrosion properties of Mg-5Al-2Si alloy[J]. Journal of the Korean Institute of Metals and Materials, 2008, 46(5): 304- 309.
- [16] BRAMFITT B L. The effect of carbide and nitrile additions on the heterogenous nucleation behavior of liquid iron[J]. Metallurgical Transactions, 1970, 1(7): 197- 201.

基金项目: 陕西理工学院专项科研基金资助项目 (SLGQD0746)

收稿日期: 2009-05-18; 修订日期: 2009-12-16

作者简介: 陈可(1980—), 女, 博士研究生, 从事镁合金及镁基复合材料方面研究, 联系地址: 江苏省南京市南京航空航天大学材料科学与技术学院(210016), E-mail: ckckyf@nuaa.edu.cn

(上接第 62 页)

- [2] RAADE D, HANGEN U. Correlation of microstructure and type II superconductivity of a heavily cold rolled Cu-20mass% Nb in situ composite[J]. Acta Mater, 1996, 44: 953- 961.
- [3] HE W X, WANG E D, HU Lianxi, et al. Effect of extrusion on microstructure and properties of a submicron crystalline Cu-5wt.% Cr alloy[J]. J Mater Proc Technol, 2008, 208: 205- 210.
- [4] HONG S I, HILL M A. Mechanical properties of Cu-Nb microcomposites fabricated by the bundling and drawing process[J]. Scripta Mater, 2000, 42: 737- 742.
- [5] SONG J S, KIM H S. Deformation processing and mechanical properties of Cu-CrX(X= Ag or Co) microcomposites[J]. J Mater Proc Technol, 2002, 130- 131: 272- 277.
- [6] ZHANG D L, MIHARA K, TAKAKURA K, et al. Effect of the amount of cold working and ageing on the ductility of a Cu-15% Cr-0.2% Ti in-situ composite[J]. Acta Mater, 1996, 44: 953- 961.
- [7] LIU Qiang, ZHANG Xiang. Effect of processing and heat treatment on behavior of Cu-Cr-Zr alloys to railway contact wire[J]. Metall Mater Trans A, 2006, 37: 3233- 3238.
- [8] SUN Z B, GUO J, SONG X P, et al. Effects of Zr addition on the liquid phase separation and the microstructures of Cu-Cr ribbons with 18-22at.% Cr[J]. J Alloy s Compd, 2008, 455: 243- 248.
- [9] 张俊超, 刘平, 田保红, 等. Cu-15% Cr 形变复合材料的组织与性能[J]. 热加工工艺, 2007, 36: 11- 14.
- [10] MASSALSKI T. Binary alloys phase diagrams[M]. Ohio: ASM International, 1990.
- [11] MORISS D G, MORRIS M S. New model for strengthening by dislocation nucleation in nanoscale in situ composite microwires[J]. Scripta Mater, 2008, 58: 838- 841.
- [12] GO Y S, SPITZIG W A. Strengthening in deformation-processed Cu-20% Fe composites[J]. J Mater Sci, 1991, 26: 163- 171.
- [13] JIN Y, ADACHI K. Microstructural evolution of a heavily cold-rolled metal matrix composite[J]. Mater Sci Eng A, 1996, 212: 149- 56.
- [14] HOLZWARTH U, STAMN H. The precipitation behavior of ITER-grade Cu-Cr-Zr alloy after simulating the thermal cycle of hot isostatic pressing[J]. J Nucl Mater, 2003, 279: 31- 45.

基金项目: 上海市重点学科建设项目资助(B503)

收稿日期: 2009-02-21; 修订日期: 2009-12-14

作者简介: 邓鉴棋(1982—), 男, 博士研究生, 现从事高强高导铜基复合材料及接触材料研究, 联系地址: 上海市梅陇路 130 号华东理工大学 379 信箱(200237), E-mail: dengjianqi@mail.ecust.edu.cn