

# 铈合金化对镁铝基合金力学性能的改善作用

## Mechanical Properties Improvement of Mg-Al Based Alloy with Sb Addition

袁广银, 曾小勤, 吕宜振, 丁文江 (上海交通大学材料学院, 上海 200030)

孙扬善 (东南大学材料科学与工程系, 南京 210096)

YUAN Guang-yin, ZENG Xiao-qin, LU Yi-zhen, DING Wen-jiang  
(Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China)

SUN Yang-shan (Southeast University, Nanjing 210096, China)

**摘要:** 研究了铈合金化对镁铝合金  $Mg-9Al-0.8Zn$  (AZ91) 显微组织和力学性能的影响。结果表明, 铈低合金化可以显著提高 AZ91 合金在从室温至 200 °C 区间内的拉伸屈服强度。用扫描电镜和透射电镜详细分析了试样形变前后的显微组织及其变化, 发现在 AZ91 合金中加入 0.1wt% ~ 1.0wt% 的 Sb 后, 合金的显微组织得到明显细化。Sb 在 AZ91 合金中的存在方式主要有两种: (1) 固溶入  $-Mg_{17}Al_{12}$  相; (2) 以  $Mg_3Sb_2$  形式析出, 该颗粒相具有六方结构 ( $D5_2$  型), 有很高的热稳定性, 可以作为  $-Mg$  非自发形核的衬底。在此基础上探讨了 Sb 合金化提高镁铝合金性能的机理: 室温下主要是细化基体晶粒产生的晶界强化机制; 高温下则主要通过自生相 ( $Mg_3Sb_2$ ) 粒子的弥散强化机制。

**关键词:** 镁合金; 铈; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2+2 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381 (2001) 04-0010-06

**Abstract:** Small amount (0.4wt% - 0.7wt%) of Sb addition to the Mg-Al based alloy AZ91 ( $Mg-9Al-0.8Zn$ ) resulted in significant increase in the yield strength at both ambient and elevated temperatures up to 200 °C. By using SEM and TEM the change of microstructure of specimens before and after deformation was investigated in detail and the results indicated that the microstructure was fined effectively by the Sb addition. Sb in AZ91 exists in two forms: (1) precipitated in form of  $Mg_3Sb_2$  particle with hexagonal structure ( $D5_2$  type); (2) soluted in  $-Mg_{17}Al_{12}$  phase. Metallographic observation and theory calculation showed that the primary  $-Mg$  could nucleated on  $Mg_3Sb_2$  particle surface. The reason of improved mechanical properties by Sb was discussed: The RT strengthening mechanism of alloys containing Sb was fine grain strengthening resulted from dispersoids ( $Mg_3Sb_2$ ) fining the matrix grain and the improvement of mechanical properties at elevated temperatures mainly resulted from the dispersion strengthening of  $Mg_3Sb_2$  dispersoids.

**Key words:** magnesium alloy; Sb; microstructure; mechanical properties

镁合金被认为是极具应用开发前景的商用轻质材料。 $Mg-9Al-0.8Zn$  (AZ91) 合金由于具有较高的室温强度, 优良的铸造工艺性能及成本低等优点, 成为目前使用最广泛的铸造镁合金, 大约占镁合金总量的 90% 左右<sup>[1]</sup>, 但它的高温力学性能差, 长期使用温度不超过 120 °C。目前已开发在高温下具有良好力学性能的镁合金大多是采用 RE, Ag, Y, Th 等贵金属合金化得到的<sup>[2]</sup>, 只限于在赛车、飞机、导弹的高性能发动机上应用<sup>[3,4]</sup>, 并没有能在民用汽车上推广应用。组织的复合化是提高 AZ91 合金高温强度的一个重要途径, 如在 AZ91 中弥散分布着细小的连续析出相, 同时在晶界上形成热稳定性较高的沉淀相来抑制高温下晶界的滑动<sup>[5]</sup>。本研究在 AZ91 合金中添加少量的

廉价金属铈, 在提高合金的综合力学性能尤其是高温力学性能方面取得了较为理想的结果。在分析了含 Sb 析出物的形态、分布及其对合金拉伸形变行为影响的基础上, 探讨了 Sb 合金化强化机理。

### 1 实验材料及方法

五种实验合金均在井式坩埚炉中, 采用  $SF_6$  - 1% (体积分数) +  $CO_2$  混合气体保护熔炼, 金属型铸造。所得合金的组成如表 1 所列, 与设计成分基本相符。五种合金的 Sb 含量不同, 以研究 Sb 对 AZ91 合金显微组织及力学性能的影响以及 Sb 在 AZ91 中存在的方式。片状试样从铸锭中截取, 标距尺寸为 15.0mm

× 3.5mm × 2.0mm。加工后的试样再经过 T6 (420 ℃, 12h, 水淬+ 200 ℃, 8h) 处理<sup>[6]</sup>。试样拉伸力学性能测试在 WD-10 电子万能试验机上进行。室温拉伸时的应变速率为 5 × 10<sup>-3</sup>/s, 高温短时拉伸时, 在 WD-10 电子万能试验机上附加一套加热及温控设备。一般在 20min 内加热到温, 保温 10min, 使试样中的温度均匀后再进行拉伸, 试验时的应变速率为 5 × 10<sup>-4</sup>%/s。合金的显微组织及颗粒相的成分分析采用带有能谱 (EDAX) 附件的 JSM 6300 扫描电镜, 在 TEM (JOEL-2000EX) 下对拉伸变形后的位错组态及孪晶进行分析。透射电镜样品的制备先用机械方法减薄至 0.1mm, 然后再采用电解双喷法。电解液成分为 30% 磷酸+ 70% 无水乙醇, 操作条件为: 室温, 10 ~ 15mA, 20 ~ 30V。双喷透孔后再用离子减薄仪小角度减薄 1h 左右, 以去除样品的表面氧化膜。

2 实验结果

2.1 合金室温及其高温拉伸力学性能

表 1 列出了各合金试样的室温和高温拉伸力学性能。从表中数据可见, 室温下, 当 Sb 含量从 0 上升到 0.7% 时, 合金的抗拉强度和屈服强度显著提高, 其塑性有所下降。当 Sb 含量超过 0.7 后, 强度不再上升, 而塑性下降趋势加大。在高温下, Sb 对 AZ91 合金的强化作用并不因为温度的升高而消失。150 ℃ 时, 当 Sb 含量从零上升到 0.4wt% 时, 屈服强度即得到明显的提高, 提高幅度达 34%。而延伸率略有下降。当 Sb 含量进一步增加时, 屈服强度反而有所降低, 同时延伸率降低幅度明显增大。高温下合金的抗拉强度改善不甚明显。随着温度的进一步提高, Sb 对 AZ91 合金的高温强化作用更趋显著, 在 200 ℃ 时, 含 0.4wt%

表 1 Mg-9Al-0.8Zn-xSb 合金 (T6 态) 室温及其高温力学性能的影响  
Table 1 Tensile properties of alloys studied at RT and elevated temperatures of 150 ℃ and 200 ℃

合金号	成分/ wt%	RT 拉伸			150 ℃ 拉伸			200 ℃ 拉伸		
		b / MPa	0.2 / MPa	l / %	b / MPa	0.2 / MPa	l / %	b / MPa	0.2 / MPa	l / %
AZ91	Mg-9Al-0.8Zn	222	126	5.3	170	96	35	107	65	38
T1	Mg-9Al-0.8Zn-0.1Sb	238	134	5.0	173	122	32	125	90	34
T2	Mg-9Al-0.8Zn-0.4Sb	264	164	4.5	175	138	24	127	108	31
T3	Mg-9Al-0.8Zn-0.7Sb	257	166	4.4	175	135	19	125	106	26
T4	Mg-9Al-0.8Zn-1.0Sb	244	161	3.3	173	133	16	123	103	20

Sb 的合金 T2 的屈服强度最高达 108MPa, 比基体合金 AZ91 提高了 66%, 显示出 Sb 合金化在改善 Mg-Al 基合金高温力学性能方面的优势。

2.2 合金的显微组织

2.2.1 含 Sb 合金的组成相分析

经 XRD 分析表明, 铸态下 AZ91+ Sb 合金由 -Mg, Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 和 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 三种相组成, 如图 1 所示。

2.2.2 合金显微组织及 Sb 在合金中的存在方式

合金 AZ91 铸态显微组织为 Al 和 Zn 在镁中的固溶体及沿晶界的不连续网状分布的 -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 块状化合物组成, 见图 2a。随着 Sb 的加入, 相的形貌明显得到改善。当加入 0.1wt% Sb 后, 这种网状组织开始退化呈断续, 离散分布。当 Sb 含量增至 0.4wt% 时, 晶界的网状相基本消失, 显微组织中只能观察到呈弥散的颗粒状和骨骼状的相, 此外晶界上还分布有条状的析出相, 如图 2b 所示。EDAX 分析表明,

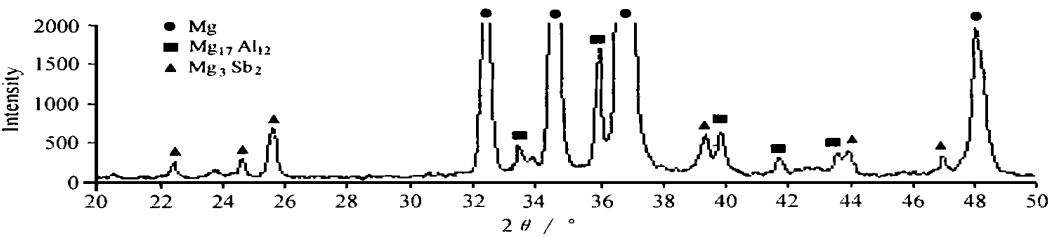


图 1 合金 Mg-9Al-0.8Zn-0.7Sb (T3) 铸态时的 X 射线衍射图  
Fig. 1 X-ray diffraction pattern of as-cast alloy Mg-9Al-0.8Zn-0.7Sb (T3)

骨骼状化合物的化学组成大致为:  $Mg_{-36.08}Al_{-3.87}Sb$ , 即含 Sb 合金的  $Mg_{17}Al_{12}$  相中固溶有少量的 Sb, 而条状的颗粒相的成分大致为  $Mg_{-40.34}Sb_{-1.59}Al$ , 基本是  $Mg-Sb$  化合物, 并溶入了少量的 Al。根据图 1 的结果, 该颗粒相即为  $Mg_3Sb_2$ , 六方  $D_{5d}^2$  结构<sup>[7]</sup>。随着 Sb 含量的增加 ( $> 0.7\%$ ),  $Mg_3Sb_2$  自生相逐渐变成了粗大的针状, 这就解释了表 1 中随 Sb 含量的过度增加合金性能反而下降的原因。SEM 的 EDAX 附件分析发现, Sb 在 AZ91 合金基体中的固溶量极小, 基本上以  $Mg_3Sb_2$  自生相形式存在。

试样经过 20h, 420 的固溶处理后, 合金中原来骨骼状的  $Mg_{17}Al_{12}$  相及一些非连续沉淀的胞状析出物基本上全部溶进基体中, AZ91 合金 T4 处理后的组织为单一的过饱和 ( $-Mg$ ) 固溶体。加入合金元素 Sb 后, 合金的晶粒尺寸明显细化。合金 AZ91, T2, T3 及 T4 的晶粒直径分别为: 115  $\mu m$ , 95  $\mu m$ , 80  $\mu m$ , 65  $\mu m$ 。图 3a, b 分别为 AZ91, T3 合金固溶处理后的显微组织。由图 3b 可见, 铸态下形成的条状化合物  $Mg_3Sb_2$  经过长时间的高温固溶处理仍然存在, 表明这种颗粒相具有很高的热稳定性, 该颗粒相主要分布

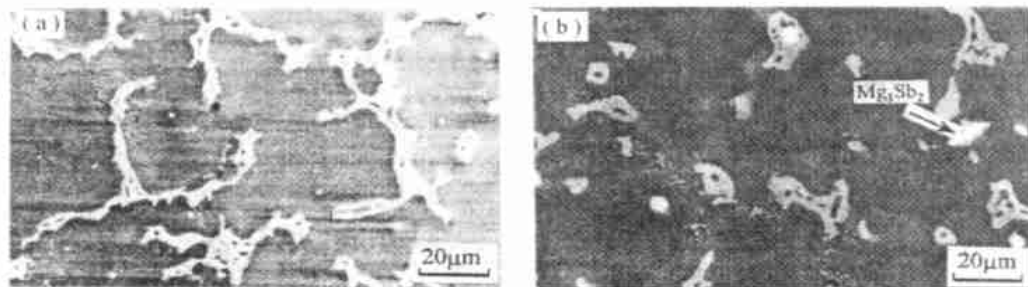


图 2 合金的铸态显微组织 (SEM) (a) AZ91 alloy; (b) T2 alloy

Fig. 2 As-cast microstructure of alloys studied

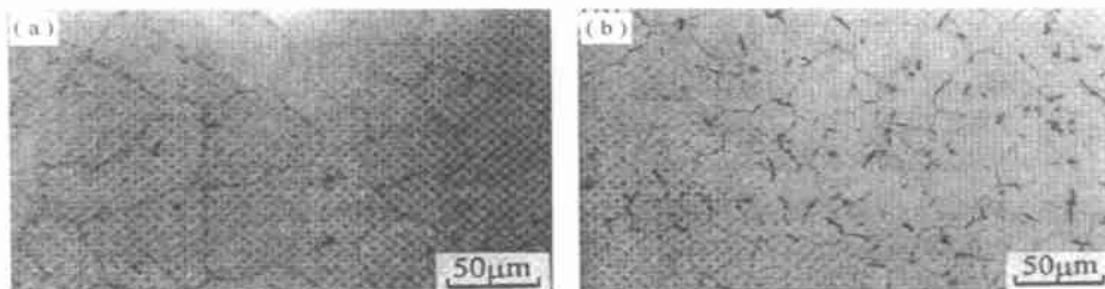


图 3 合金固溶处理后的显微组织 (a) AZ91 alloy; (b) T3 alloy

Fig. 3 Solution-treated microstructure of alloys studied

于晶界, 少量分布于晶内。将固溶处理后的试样再经过 200 , 8h 的人工时效后,  $Mg_{17}Al_{12}$  相从过饱和固溶体中析出, 形成细小弥散的次生相组织<sup>[6]</sup>。

## 2.3 拉伸试样的 TEM 分析

### 2.3.1 位错与颗粒相的交互作用

观察  $Mg_{-9}Al_{-0.8}Zn_{-0.4}Sb$  (T2) 合金室温拉伸试样中的位错形态时, 旋转样品台, 使样品的 (0001) 面平行于入射电子束, 从而获得了如图 4 的  $[2\bar{1}\bar{1}0]$  方向的衍射花样。此时可观察到样品中位错成单根短条状平行分布于基面上, 同时可发现析出相均沿着基面析出, 而且位错与基面上的析出相之间存有交互作用, 如图 5 所示。根据文献 [4] 可知这些基面上的位错属典型的  $a/3 < 2110 >$  型位错, 此时没有观

察到非基面位错的存在, 这表明室温拉伸时, AZ91 合金的滑移面主要为基面。

图 6 为 200 高温短时拉伸后基体 AZ91 试样中的位错形态, 可见, 此时不但基面上位错参与运动, 而且非基面上的位错也开始运动, 不同滑移系上的位错不断交割, 导致位错大割阶的形成。此时已很难观察到位错与基体中析出相的交互作用, 表明高温下  $-Mg_{17}Al_{12}$  相的强化作用已逐渐消失。从合金 T2 高温拉伸 TEM 试样 (图 7) 中可以发现, 位错在弥散的颗粒相间发生了明显的缠结和塞积, 表明含 Sb 合金中的  $Mg_3Sb_2$  对基体的强化作用可以保持到 200 以上。利用上列矩阵进行晶面指数变换:

### 2.3.2 高温形变孪晶

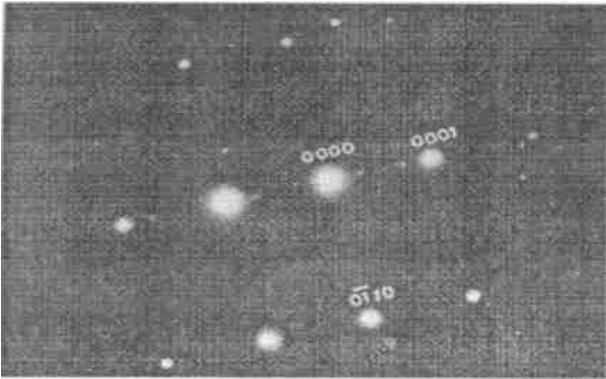


图 4 合金 T2 (2110)\* 面衍射斑点

Fig. 4 Electron diffraction pattern taken from tensile rupture specimen of alloy T2 along zone axis< 2110>

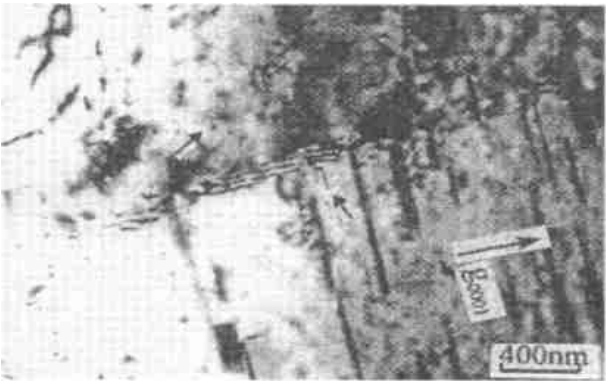


图 5 合金 T2 室温拉伸试样中连续析出相的 TEM 形貌及 (2110)\* 面上的位错形态 (箭头所指为基面上的平直位错, 图中间为小角度晶界显示的平行条纹衬度)

Fig. 5 Bright field TEM micrograph taken from tensile ruptured specimen of alloy T2 along zone axis< 2110> (The arrays show the basal dislocations)

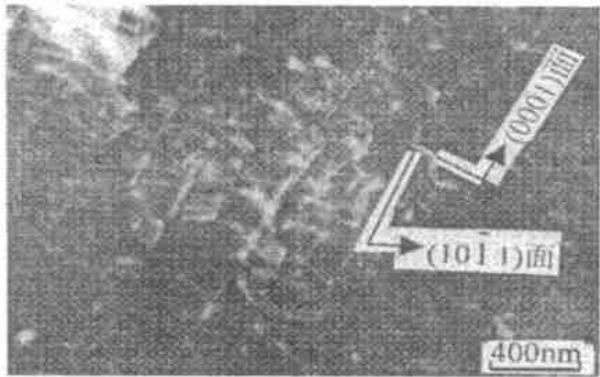


图 6 合金 AZ91 高温拉伸试样中的位错形态

Fig. 6 Dislocations in tensile fracture specimen of alloy AZ91 at 200

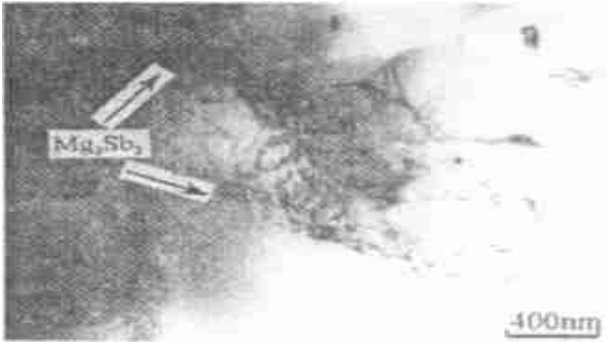


图 7 合金 T2 高温拉伸试样中的位错形态

Fig. 7 Dislocations in tensile fracture specimen of alloy T2 at 200

$$T_{(10\bar{1}2)} = \begin{bmatrix} -0.064 & 0.468 & 0.532 \\ 0 & -1 & 0 \\ 1.873 & 0.936 & 0.064 \end{bmatrix}$$

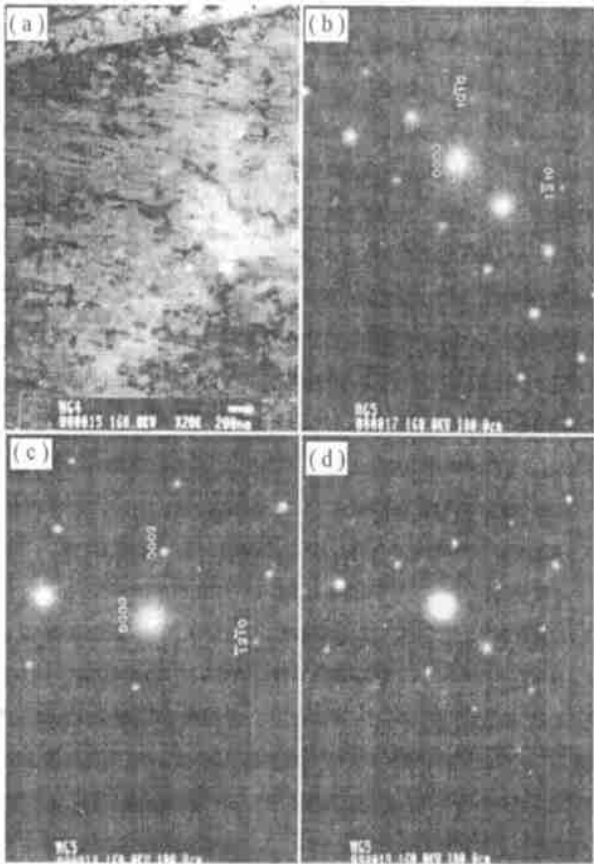


图 8 T2 合金中的孪晶及其衍射分析 (a) 孪晶形貌; (b) 基体 [0001] 衍射斑点 (c) 孪晶 [1010] 衍射斑点; (d) (b) 和 (c) 的合成衍射斑点 ( [0001] // [1010] )

Fig. 8 Twin in Mg-9Al-0.8Zn-0.4Sb alloy

- (a) twin morphology; (b) electron diffraction pattern (EDP) taken from matrix along axis [0001]; (c) EDP from the twin along zone axis [100]; (d) composite diffraction pattern of both fig8b and c

图 8 为 Mg-9Al-0.8Zn-0.4Sb 合金高温短时拉伸试样中发现的变形孪晶。经 TEM 分析鉴定, 该孪晶为 (1012) 孪晶, 经过计算可得晶面变换矩阵<sup>[8]</sup>为:

$$T = (1\bar{0}12)_M \cdot \begin{bmatrix} 1 \\ -2 \\ 0 \end{bmatrix}_M = \begin{bmatrix} -1 \\ 2 \\ 0 \end{bmatrix}_T$$

从而标定了孪晶衍射谱，其晶带轴为  $[10\bar{1}0]_T$

对于六方结构的 Mg-9Al-0.8Zn-0.4Sb 合金，当基面滑移受阻时，除了激活非基面（棱柱面或棱锥面）参于滑移外，形变孪生便是另一重要形变机制。形变过程中晶格位错滑移至晶界，与晶界发生作用，其结果便可能形成  $(10\bar{1}2)$  孪晶<sup>[9]</sup>。由于滑动的晶格位错有可能被孪晶界面所吸收，因而形变孪晶的产生除了对合金的塑性有所贡献外，孪晶界的存在也将有利于合金拉伸强度的提高，这可由图 8a 中孪晶界附近塞积了大量位错，并形成了位错缠结得到证实。

3 分析与讨论

3.1 Sb 合金化对 AZ91 合金显微组织的影响

随着 Sb 含量的增加，合金的晶粒尺寸明显减小，同时有一些条状颗粒 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 位于初生 -Mg 相的内部。根据 Mg-Al-Sb 三元相图<sup>[10]</sup>，Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 相在合金液结晶过程中首先析出，这说明 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 颗粒有可能成为初生 -Mg 相的形核衬底。也就是说存在两种可能：Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 相可能作为初生 -Mg 相的形核衬底嵌入镁晶粒内部；也可能由于初生相的长大，把 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 颗粒捕获而嵌入镁基体晶粒内部。根据文献 [11]，新相在固体（衬底）上形核要满足的一个重要条件就是低指

数晶面的错配度要小于 15%。Bramfitt<sup>[12]</sup> 提出，错配度的计算应该使晶核的低指数基面与作为基底物质的低指数晶面重合。根据 Bramfitt 建立的二维点阵错配度模型，其计算公式为：

$$\left(\frac{hkl}{uvw}\right)_n^s = \frac{\sum_{i=1}^3 \left\{ d[uvw]_s^i \cos \theta - d[uvw]_n^i \right\}^2}{\sum_{i=1}^3 \left\{ d[uvw]_n^i \right\}^2} / 3 \cdot 100\% \tag{1}$$

式中： $(hkl)_s$  为基底的低指数晶面； $(hkl)_n$  为晶核的低指数晶面； $[uvw]_s$  为  $(hkl)_s$  晶面上的低指数晶向； $[uvw]_n$  为  $(hkl)_n$  晶面上的低指数晶向； $d[uvw]_s$ ， $d[uvw]_n$  为沿  $[uvw]$  晶向的原子间距； $\theta$  为  $[uvw]_s$  和  $[uvw]_n$  间的夹角。

Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 为六方结构，其点阵常数  $a = 0.457\text{nm}$ ， $c = 0.723\text{nm}$ <sup>[7]</sup>，根据式（1）可以计算出 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 的（0001）面与 Mg 的（0001）面、 $(10\bar{1}0)$  面的错配度，如表 2 所示。可见，它们的错配度最小， $= 13.09\% < 15\%$ ，基本满足共格对应的错配度条件。在没有更好的外来质点作为非自发形核衬底的情况下，一部分符合条件的先析出相 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 便成为 -Mg 的形核衬底，以便在较小的过冷度下就能成核。对于不能作为 -Mg 相形核衬底的那部分析出相 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub>，凝固过程中就富集在固液界面前沿，这也会机械地阻碍合金液中 Al，Zn 等原子的扩散，使 -Mg 相及 -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相长大受阻。以上两方面综合作用导致细化的基体组织以及更为细小、弥散分布的沉淀相组织（图 2，图 3）。

表 2 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 的（0001）面与 -Mg 相（0001）面、 $(10\bar{1}0)$  面的匹配参数

Table2 The matching parameter of (0001)<sub>Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub></sub> and crystal of -Mg

	(0001) <sub>Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub></sub> (0001) <sub>Mg</sub>			(0001) <sub>Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub></sub> $(10\bar{1}0)$ <sub>Mg</sub>		
$[uvw]_{Mg_3Sb_2}$	$[100]$	$[110]$	$[010]$	$[\bar{2}10]$	$[\bar{2}20]$	$[010]$
$[uvw]_{Mg}$	$[100]$	$[110]$	$[010]$	$[010]$	$[011]$	$[001]$
$d[uvw]_{Mg_3Sb_2}$	0.457	0.457	0.457	0.396	0.604	0.457
$d[uvw]_{Mg}$	0.321	0.321	0.321	0.321	0.612	0.521
	0	0	0	2.93	12.23	2.93
	42.3%			13.09%		

3.2 Sb 对 AZ91 合金力学性能的影响

在 Mg-9Al-0.8Zn 基合金中，加入少量的 Sb（0.4wt% ~ 0.7wt%），其室温和高温力学性能均得到明显的提高，分析认为 Sb 对合金性能的影响是以下两种作用的共同结果。

3.2.1 晶粒细化的作用

Sb 加入后，AZ91 的铸态组织及热处理态组织均

发生了一定程度的细化（图 1，2），根据 Hall- Petch 公式<sup>[13]</sup>：

$$\sigma_y = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \tag{2}$$

式中  $\sigma_y$  为材料屈服强度， $\sigma_0$  为一常数， $K$  为表征晶界对材料屈服强度影响程度的系数， $d$  为晶粒平均直径。上式是材料的晶粒尺寸对屈服强度影响的一般

规律。根据 Armstrong<sup>[14]</sup> 对泰勒理论的改进, Hall-Petch 关系式中常数  $K$  与泰勒因子  $M$  的关系可表示为:

$$K = M^2 \sigma_0 \quad (3)$$

式中  $\sigma_0$  是剪切应力,  $M$  与材料滑移系呈反比。因此六方结构的材料的  $M$  值就要比立方结构的大得多。这就是说具有较少滑移系的六方结构金属的晶界对晶粒的滑移形变具有强烈的阻碍作用。因此, 由式 (2), (3) 可知, 对于 AZ91 镁合金而言, 晶粒的细化将显著提高其室温强度水平。

### 3.2.2 自生相 $Mg_3Sb_2$ 的弥散强化作用

镁合金的耐热性能除和基体的抗软化能力有关外, 组织中的第二相在高温下的稳定性也十分重要。通常  $Mg-Al$  基合金通过时效处理后形成沉淀相  $Mg_{17}Al_{12}$ , 通过它的沉淀强化作用而达到提高力学性能的目的<sup>[6]</sup>。但是这种强化作用只能保持在较低的温度范围内 ( $< 120^\circ C$ ),  $Mg_{17}Al_{12}$  相的高温热稳定性较低, 熔点只有  $437^\circ C$ , 加热到  $200^\circ C$  时, 扩散加剧,  $Mg_{17}Al_{12}$  相的硬度便减小  $50\% \sim 60\%$ <sup>[6]</sup>, 从而失去强化作用。加入  $Sb$  后,  $Sb$  与镁形成了六方  $D5_2$  结构的弥散体颗粒  $Mg_3Sb_2$ 。这种在凝固过程中产生的自生弥散相由于具有很高的熔点 ( $T_m = 1228^\circ C$ ), 而且它在基体中的溶解度极低, 所以具有较高的热力学稳定性, 加热至  $300^\circ C$  时,  $Mg_3Sb_2$  硬度只降低约  $40\%$ <sup>[4]</sup>, 可见它对基体的强化作用可以保持到较高的温度, 从而有效地改善了合金的高温力学性能。这样, 含  $Sb$  的 AZ91 镁合金中, 时效析出相 ( $Mg_{17}Al_{12}$ ) 和自生弥散相 ( $Mg_3Sb_2$ ) 分布于基体上, 在室温下变形时, 两种相都成为滑移 (位错运动) 的障碍而强化了合金。当温度升高时, 可溶解的析出相将粗化、软化而逐渐失去强化效果, 而热力学较稳定的自生弥散相仍然阻止位错的运动 (滑移和攀移), 进而提高了合金的高温强度。镁合金的这种强化机制可示意地由图 9 表示。

## 4 结论

(1) 在  $Mg-9Al-0.8Zn$  (AZ91) 合金中加入  $0.1wt\% \sim 1.0wt\%$  的  $Sb$  后, 合金的显微组织得到明显细化。 $Sb$  在 AZ91 合金中的存在方式主要有两种:

固溶入  $-Mg_{17}Al_{12}$  相; 以  $Mg_3Sb_2$  形式析出, 该颗粒相具有六方结构 ( $D5_2$  型), 有很高的热稳定性, 可以作为  $-Mg$  非自发形核的衬底。

(2)  $Mg-9Al-0.8Zn$  基合金中加入少量的  $Sb$  ( $0.4wt\% \sim 0.7wt\%$ ), 能明显改善合金室温以及高温短时拉伸力学性能。 $Mg-9Al-0.8Zn-xSb$  合金的室温力学性能的改善主要是通过细化基体晶粒产生的晶

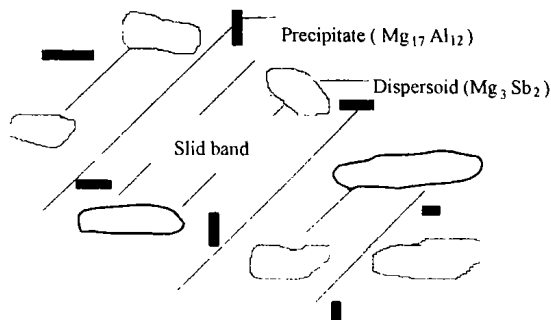


图 9 含  $Sb$  合金的弥散强化示意图

Fig. 9 Schematic diagram showing strengthening mechanism in dispersion strengthened magnesium alloys

界强化机制, 而高温力学性能的改善则主要通过自生相  $Mg_3Sb_2$  颗粒的弥散强化机制。

(3)  $Mg-9Al-0.8Zn-xSb$  合金在高温拉伸形变过程中形成了 ( $10\bar{1}2$ ) 孪晶, 孪晶界可吸收、阻滞位错的进一步运动, 有利于合金高温力学性能的提高。

### 参考文献

- [1] Humble P. Materials Forum, 1997, 21: 45-46.
- [2] Ninomiya R, et al. Acta Metall. Mater. 1995, 43 (2): 669-674.
- [3] Eric A Brandes. Butterworths. Smithells Metals Reference Book, London, 1983.
- [4] Raynor G V. The Physical Metallurgy of Magnesium and its Alloys [M]. Pergamon. Oxford, 1959.
- [5] Luo A and Pekguleryuz. J Mater Sci, 1994, 29: 5259.
- [6] 北京航空学院. 有色金属及其热处理 [M]. 北京: 国防工业出版社, 1984.
- [7] Eric A Brandes. Butterworths. Smithells Metals Reference Book, London, 1983.
- [8] 黄孝瑛. 电子显微镜图像分析原理与应用 [M]. 北京: 宇航出版社, 1989: 171.
- [9] Lukac P. Pro. 3rd International Magnesium Conference, 10- 11 April 1996, Institute of Materials, London, 1997: 381.
- [10] K N 波尔特诺仪. 镁合金手册 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1959.
- [11] Inem B, J Mater Sci., 1995, 30: 5763-5769.
- [12] Bramfitt B L. Metall. Trans., 1970, 1 (7): 197.
- [13] 钱苗根. 金属学 [M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1984.
- [14] Armstrong R, Codd I, Douthwaite R M, et al. Phil. Mag., 1962, 7: 45.

收稿日期: 2000-06-26

作者简介: 袁广银 (1970-), 男, 江苏南通人, 博士后, 从事高温耐热镁合金的开发研究, 联系地址: 上海交通大学材料学院材料加工工程研究所 (200030)。

本文编辑: 全宏声