

# 喷射沉积含 Nd 镁合金挤压坯中第二相孪生与 LPSO 结构相形成

李振亮, 岳松波, 刘 飞, 李 欣, 段宝玉

(内蒙古科技大学, 内蒙古 包头 014010)

**摘 要:** 采用喷射沉积技术制备 Mg-9Al-3Zn-1Mn-9Ca-1Nd 合金沉积坯, 对其进行挤压预变形 (挤压温度为 340 °C, 挤压比为 25:1)。利用 SEM、TEM 和 XRD 研究镁合金第二相孪生、Mg-Nd-Zn 型 LPSO 结构相的形成以及 LPSO 结构相与第二相孪生之间的关系。结果表明: 在 Al<sub>2</sub>(Ca, Nd)型 C15 相上形成了 6H-LPSO 结构相, C15 粒子周围应力高度集中使分切应力提高且 C15 粒子周围形成的位错缠结区是 C15 粒子发生孪生的主要原因; 纳米级 C15 粒子钉扎位错、抑制再结晶晶粒长大是 (0002) 基面织构及柱面 (10 $\bar{1}$ 0) 和锥面 (10 $\bar{1}$ 1) 织构形成的主要原因; 当平均尺寸较小的纳米级 C15 粒子内 Nd 含量较高时 C15 粒子易形成 LPSO 结构相, 而平均尺寸较大的微米级 C15 粒子内 Nd 含量较低时 C15 粒子易发生孪生。

**关键词:** 镁合金; C15 粒子; LPSO; 织构; 第二相孪生

**中图分类号:** TG146.22

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)11-3721-06

长周期有序堆垛结构(long period stacking ordered structure, LPSO)是改善镁合金性能的重要途径,孪生是改善镁合金塑性的重要协调变形机制,且 LPSO 结构相与孪生之间存在紧密联系<sup>[1-6]</sup>。一般认为<sup>[5,7,8]</sup>,具有高温稳定性的第二相粒子能够钉扎位错并阻碍再结晶晶粒长大、细化合金晶粒,而晶粒细化能够促进柱面及锥面滑移启动,有利于实现织构多元化。LPSO 结构相的形成包括“结构有序”和“成分有序”两部分,位错缺陷作为“成分有序”过程中元素扩散的通道而促进 LPSO 结构相的形成<sup>[8,9]</sup>。LPSO 结构相能够提高镁合金延伸率及强度,它既可以出现在基体中也可以在第二相中形成,且 LPSO 的结构能够因成分不同而改变<sup>[7-11]</sup>,例如,铸态镁合金内的 18R-LPSO 结构相经过退火处理可转化为 14H 型,14H-LPSO 结构相在退火后又能转化为 6H 型 LPSO 结构相。镁合金基体上的孪生能够释放合金内应力集中,改变晶粒取向,使晶粒向有利于沿滑移方向转动来协调镁合金变形,但镁合金基体上的孪生变形也会受到 LPSO 结构相抑制,且 LPSO 结构相会严重阻碍孪晶长大,使孪晶尺寸减小<sup>[12-15]</sup>。目前对于“第二相粒子上孪生与第二相粒子上 LPSO 结构相之间的关系”报道较少<sup>[9,16]</sup>。

本研究以喷射沉积 Ca/Nd 高合金化镁合金热挤压坯为实验材料,重点研究第二相孪生、第二相上 LPSO

结构转变,以及第二相上 LPSO 结构相与第二相孪生之间的关系,为改善镁合金性能提供基础支持。

## 1 实验

本研究采用喷射沉积快速凝固技术制备 Mg-9Al-3Zn-1Mn-9Ca-1Nd (质量分数,%) ,在 Osprey 设备上制备镁合金沉积坯,选用纯 N<sub>2</sub> 作为雾化和保护气体,气体雾化压力为 0.6~0.9 MPa,镁合金熔体温度为 760~830 °C,然后在 8000 kN 挤压机上对沉积坯进行挤压预变形,挤压温度为 340 °C (613 K),挤压比为 25:1,得到初始挤压坯棒材,然后再机械加工成  $\Phi 10$  mm×15 mm 试样。

采用 QUANTA400 型扫描电子显微镜 (SEM) 和工作电压为 200 kV 的 JEM2100 型高分辨透射电子显微镜 (TEM) 观察合金组织形貌、分析相成分并确定第二相晶体结构。TEM 试样先用金相砂纸 (400#、600#、800#、1000#) 打磨至厚 30  $\mu$ m,冲成直径为 3 mm 的圆片,再采用型号为 gatan Model 656 的凹坑仪将 TEM 试样打磨至厚 15  $\mu$ m,最后利用 gatan Model 691 离子减薄仪制备成 TEM 样品。织构分析采用 BRUKER, AXS 公司的 D8-ADVANCE X 射线衍射仪进行测试,测试采用 Cu 靶,用纯 Mg 进行扣背底,管电压为 32 kV,管电流为 26 mA,测量角度范围为

收稿日期: 2018-11-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51364032); 内蒙古自然科学基金项目 (2018MS05039)

作者简介: 李振亮,男,1968 年生,博士,教授,内蒙古科技大学材料与冶金学院,内蒙古 包头 014010, E-mail: lzlflying@126.com

$\alpha=2.5^\circ\sim 72.5^\circ$  (即样品绕横向(TD)转动角度),  $\beta=0^\circ\sim 360^\circ$  (即样品绕法向(ND)转动角度, 以轧向(RD)方向为  $0^\circ$ ), 测量步长为  $5^\circ$ , 用标准纯 Mg 粉末样作对比获得轧向 (RD) 反极图。

## 2 实验结果

### 2.1 镁合金挤压坯显微组织

镁合金挤压坯沿挤压 (ED) 方向的金相组织及其 XRD 图谱如图 1 所示。

由图 1a 可知, 镁合金挤压坯晶粒细小、均匀, 尺寸为  $1\sim 3\ \mu\text{m}$ , 在晶粒内部或晶界处分布有大量弥散的亚微米级第二相粒子。由图 1b 可知, 镁合金挤压坯的物相主要由 Mg 基体、 $\text{Mg}_{0.97}\text{Zn}_{0.03}$  相和  $\text{Al}_2\text{Ca}$  相组成。

挤压坯 Mg 基体及亚结构的 TEM 照片如图 2 所示。

由图 2a 可知, 挤压坯 Mg 基体局部晶粒尺寸大约为  $1\ \mu\text{m}$ , 尺寸较小 (小于  $1\ \mu\text{m}$ ) 的第二相粒子弥散分布在 Mg 晶粒内或晶界上。根据图 2b~2c 可知 A 为缠结状亚结构, 图 2d 的电子衍射花样表明 A 结构与基体相同。因此, 该缠结状亚结构为 Mg 基体中的位错。

另外, 镁合金挤压坯内棒状第二相和块状第二相 TEM 像及 A、B、C、D 处选区电子衍射花样如图 3 所示, A、B、C、D 处能谱结果如表 1 所示。

图 3a 中棒状第二相粒子长度大于  $100\ \text{nm}$ , 宽度在  $50\ \text{nm}$  左右。由图 3c 即 A 处选区电子衍射花样可知该棒状第二相粒子为面心立方结构, 且由表 1 中 A 处的能谱可知 Al/Ca 原子比接近 2:1, 可知该棒状第二相粒子为含 Nd 的  $\text{Al}_2\text{Ca}$  相, 即  $\text{Al}_2(\text{Nd}, \text{Ca})$  相简称为含 Nd 的 C15 粒子<sup>[5]</sup> (下文简称“C15 粒子”)。根据

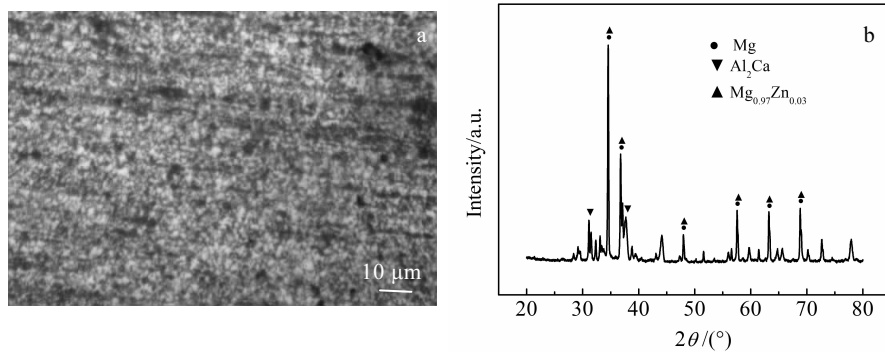


图 1 镁合金挤压坯的金相组织与 XRD 图谱

Fig.1 OM image (a) and XRD pattern (b) of extruded magnesium alloy

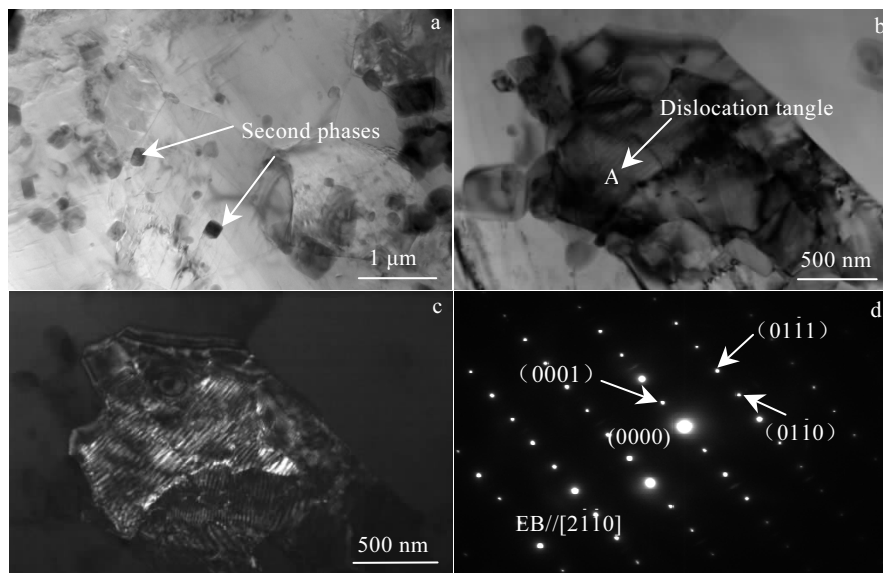


图 2 挤压坯 Mg 基体及亚结构 TEM 照片

Fig.2 TEM images of Mg matrix and substructure of extruded billet: (a) Mg matrix; (b) substructure bright field image on Mg matrix; (c) dark field image of Fig.2b; (d) SADE pattern of A in Fig.2b

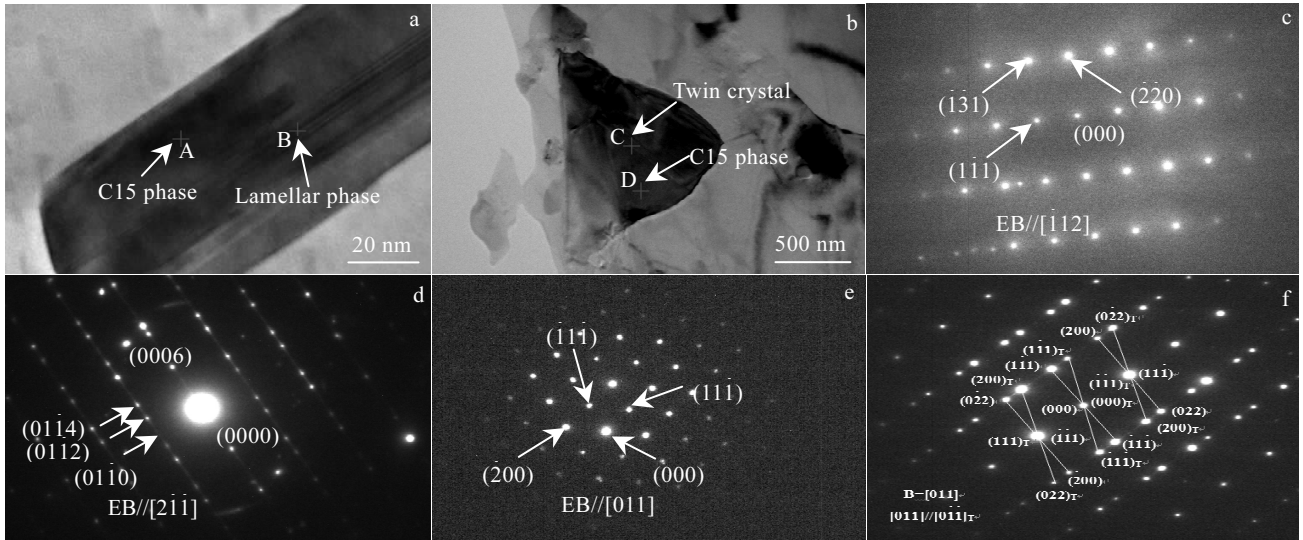


图 3 挤压坯镁基体内不同形状第二相的 TEM 照片及其 SADE 花样

Fig.3 TEM images (a, b) and SADE patterns (c~f) of the second phase with different shapes in extruded magnesium matrix: (a) rod second phase; (b) block second phase; (c) SADE pattern of A in Fig.3a; (d) SADE pattern of B in Fig.3a; (e) SADE pattern of D in Fig.3b; (f) SADE pattern of C in Fig.3b

表 1 图 3a、3b 中 A、B、C、D 处 EDS 成分分析

**Table 1 EDS analysis of areas A, B, C, D in Fig.3a and Fig.3b**

Element	ω/%				at/%			
	A	B	C	D	A	B	C	D
Mg	10.9	45.9	5.9	6.1	16.7	58.3	8.2	10.3
Al	36.3	20.3	40.0	29.1	49.9	24.3	50.6	44.4
Ca	28.3	15.1	45.4	34.7	26.2	15.1	38.0	35.6
Nd	21.4	14.9	3.0	26.7	5.5	3.3	0.7	7.6
Zn	3.1	3.8	4.9	3.4	1.7	1.9	2.5	2.1

图 3d 即 B 处的选区电子衍射花样以及表 1 中 B 处能谱结果可知该层片状结构为 Mg-Nd-Zn 型 6H-LPSO 结构相<sup>[2]</sup>, 且该 LPSO 结构相是在 C15 粒子上形成的。由图 3e 即 D 处的选区电子衍射花样可知该块状第二相粒子为面心立方结构。因此, 图 2b 中块状第二相粒子也为含 Nd 的 C15 粒子<sup>[5]</sup>, 而由图 3f 即 C 处选区电子衍射花样和表 1 中 C 处能谱结果可知 C 处为生长在 C15 粒子上尺寸约 1 μm 的 (111) 方向的面心立方孪晶。C 处孪晶与 C15 粒子同为面心立方结构, 且孪晶形貌为窄带状, 表明该孪晶为形变压缩孪晶<sup>[12]</sup>。

2.2 镁合金挤压坯中的织构

镁合金挤压坯沿 ED 方向 XRD 图谱和挤压坯的反极图如图 4 所示。

由图 4 可知, 镁合金挤压坯内不仅存在 (0002) 基面织构 (极密度强度为 5), 还存在柱面 (1010) 和锥面 (1011)、(1012) 织构 (最大极密度强度为 3), 实现了镁合金挤压坯织构多元化。

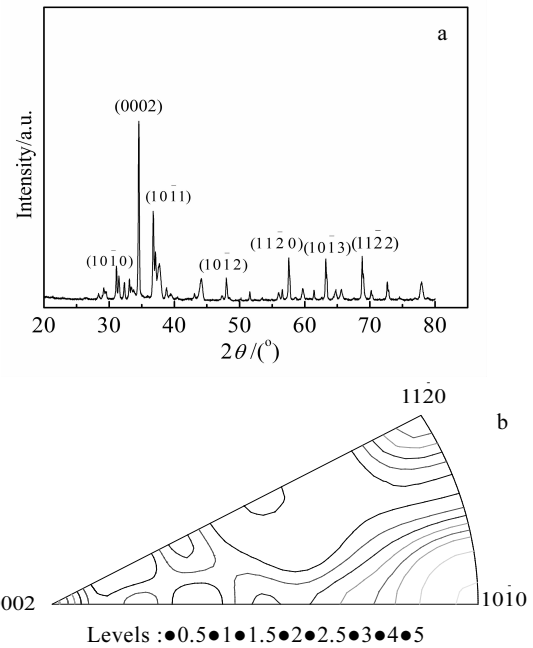


图 4 镁合金挤压坯沿 ED 方向的 X 射线衍射图谱和反极图  
Fig.4 XRD pattern (a) and inverse pole diagram (b) of magnesium alloy extrusion billet along ED direction

3 分析与讨论

3.1 镁合金预挤压坯织构的多元化

hcp 结构的镁合金，在挤压预变形和热压缩等塑性变形过程中易形成 ED//<10 $\bar{1}$ 0>的织构组分。由图 4a、4b 可知，挤压坯形成了较弱的 (0002) 基面织构和柱面 (10 $\bar{1}$ 0) 和锥面 (10 $\bar{1}$ 1)、(10 $\bar{1}$ 2) 等非基面织构，实现了织构多元化。织构多元化的主要原因是：

(1) 当镁合金晶粒尺寸小于 5  $\mu\text{m}$  时挤压变形过程中易激活 <c+a> 位错滑移并形成 (11 $\bar{2}$ 0) 和 (10 $\bar{1}$ 0) 柱面织构<sup>[5,7]</sup>。喷射沉积技术制备的镁合金内弥散分布着大量具有高温稳定性的第二相粒子 (Al<sub>2</sub>Ca、C15 粒子等)，不仅能够抑制变形过程中再结晶晶粒长大还可钉扎位错，阻碍位错滑移所形成的高密度位错缠结区又可成为再结晶形核点而促进形核进而细化镁合金晶粒<sup>[17,18]</sup>。

(2) Nd 元素能够缩短其周围 Mg-Mg 原子键，Nd 元素还可以降低非基面滑移所需分切应力来促使锥面和柱面滑移启动<sup>[19,20]</sup>。(3) C15 粒子形成的纳米级 Mg-Nd-Zn 型 LPSO 结构相能够通过阻碍镁合金基面位错滑移来弱化镁合金基面织构，且 LPSO 结构相还能够通过促进再结晶过程来进一步弱化基面织构<sup>[21]</sup>。

### 3.2 C15 粒子上 6H-LPSO 结构相的形成

LPSO 结构相既可以在 Mg 基体上形成又可以在第二相上形成<sup>[1,9]</sup>，本研究中 Mg-Nd-Zn 型 6H-LPSO 结构相就是在 C15 粒子上形成 (如图 3a 所示)。LPSO 结构相的形成是由合金元素在堆垛层错面缺陷处富集而形成<sup>[8]</sup>。(1) 层错是形成 LPSO 结构相必不可少的结构条件。一方面，Nd 元素可显著降低层错能提高层错形成几率，由表 1 可知，棒状 C15 粒子内固溶了较高含量的 Nd 元素，从而提高棒状 C15 粒子层错的形成几率<sup>[19]</sup>；另一方面，shockly 不全位错的萌生和繁殖是形成层错必不可少的步骤，而 C15 粒子因钉扎位错和阻碍晶界转动导致位错塞积所形成的高密度“位错缠结区” (如图 2b) 周围存在大量位错以及 shockly 不全位错，这些 C15 粒子周围的 shockly 不全位错为“向 C15 粒子内引入层错”提供了有利条件<sup>[9,22]</sup>。(2) Mg 基体中的 Nd 和 Zn 可以通过亚晶进行短程扩散并在 C15 粒子边缘形成 Nd、Zn 的“无定形”富集区，且棒状 C15 粒子尺寸达到纳米级 (100 nm 左右) 时拥有较短的位错滑移程对 Nd、Zn 原子扩散有促进作用。因此，在 C15 粒子内外存在 Nd、Zn 浓度梯度的情况下，LPSO 结构相会从 C15 粒子的“一边向另一侧生长”<sup>[8,23]</sup>。

结合前期研究<sup>[9]</sup>可知，当镁合金的合金成分 Ca 含量(质量分数)由 6%提升至 9%时，C15 粒子上的 LPSO 结构相发生了由 24R 到 6H 的转变。形成不同 LPSO 结构所需要的层错能是有差异的，根据 LPSO 结构相的堆垛类型及形成所需层错能可将 LPSO 结构相分为

表 2 所示的 I<sub>1</sub> 和 I<sub>2</sub> 两类，由表 2 可知形成 6H 型所需层错能 (stacking fault energy, SFE) 明显低于 24R 型<sup>[24]</sup>。固溶在 C15 粒子内 Nd 含量越高层错能越低，且由表 3 中孪晶、6H 和 24R 的 EDS 能谱<sup>[9]</sup>可知，6H 内 Nd 含量明显高于 24R。C15 粒子内 Nd 含量存在差异的主要原因是元素间的结合能力受元素之间电负性差影响，且结合能力与“电负性差”成正比<sup>[5]</sup>。由于 Al/Ca 间“电负性差”(0.5) 大于 Al/Nd 之间“电负性差”(0.36) 导致 Al 与 Ca 更易结合，且表 3 中 C15 粒子内 Nd 含量随 Ca 含量增加而不断降低。因此，提高镁合金内 Ca 含量会使 Ca 与 Al 的结合率升高从而导致固溶在 C15 粒子内的 Nd 含量降低。当未溶入 Al<sub>2</sub>Ca 内的 Nd 偏聚于晶界或尺寸细小 (100 nm) 的 Al<sub>2</sub>Ca (如图 3a) 周围时，这些 Nd 在热挤压变形过程中借助 Al<sub>2</sub>Ca 周围的位错缠结区 (图 2b) 并通过短程扩散进入尺寸较小的 Al<sub>2</sub>Ca 内，由于细小 Al<sub>2</sub>Ca 较短的位错滑移程加速了这一扩散过程，从而在 C15 粒子上形成高 Nd 含量的 6H-LPSO 结构相。

表 2 LPSO 结构类型及相应层错能和单层层错能

Table 2 LPSO structure type and corresponding stacking fault energy and single layer stacking fault energy<sup>[24]</sup>

System	ABC stacking sequence	SFs	SFE	SFE per fault
6H	ABCBCB (1)	2I <sub>1</sub>	44.08	22.04
	ABACAB (2)	2I <sub>1</sub>	44.08	22.04
10H	ABACBCBCAB	2I <sub>2</sub>	64.96	32.48
H14	ACBCBABABABCBC (1)	4I <sub>1</sub>	69.08	17.27
	ABABABACBCBCBC (2)	2I <sub>2</sub>	63.32	31.66
	ABABABACACACAC (3)	2I <sub>1</sub>	33.06	16.53
	ABACBCBCBCABAB (4)	2I <sub>2</sub>	63.32	31.66
	ABABACBCBCBCAB (5)	2I <sub>2</sub>	63.32	31.66
18R	ACBCBCBACACACBABAB(1)	3I <sub>2</sub>	94.02	31.34
	ABABABCACACABCBCBC (2)	3I <sub>2</sub>	94.02	31.34
24R	ABABABABCACACACABCBCB CBC	3I <sub>2</sub>	101.61	33.87

表 3 C15 粒子上孪晶与 LPSO 结构相的 EDS 能谱分析

Table 3 EDS analysis of twin phase and LPSO phase on C15 particles<sup>[9]</sup>

Element	$\omega/\%$			at/%		
	Twin	6H	24R	Twin	6H	24R
Mg	5.9	45.9	34.4	8.2	58.3	44.2
Al	40.0	20.3	26.7	50.6	24.3	30.9
Ca	45.4	15.2	23.9	38.0	15.1	18.6
Nd	3.0	14.9	4.4	0.7	3.3	1.0
Zn	4.9	3.8	10.6	2.5	1.9	5.3

### 3.3 C15 粒子上的孪生变形

通常, 镁合金孪生变形发生在室温或较低温度下的镁基体晶粒上, 而 340 °C 高温变形条件下在 C15 粒子上的孪生报道较少<sup>[12,16]</sup>。C15 粒子对周围粒子的影响和临界分切应力的值是 C15 粒子上发生孪生的重要原因: 第 1, 在高温压缩过程中, 具有高温稳定性和高温抗蠕变性能的 C15 粒子阻碍位错滑移并在其周围形成高密度位错缠结区, 使 C15 粒子周围应力高度集中<sup>[17,18]</sup>。第 2, 孪生变形与层错能关系紧密, 层错能越低孪生所需临界分切应力值越低<sup>[25,26]</sup>。由表 3 可知, 发生孪生的 C15 内含有少量的 Nd 可降低 C15 粒子的层错能, 使孪生变形所需临界分切应力降低, 故提高了 C15 粒子的孪生几率。第 3, 由孪生的位错机制可知, 孪晶面的形成需要借助 shockly 不全位错的运动<sup>[12]</sup>。C15 粒子钉扎位错导致其周围形成的高密度位错缠结区内存在有大量 shockly 不全位错, 这有助于 C15 粒子由边界向其内部引入 shockly 不全位错, 从而促进 C15 粒子发生孪生。

经热挤压变形后, 镁合金内 C15 粒子上不仅有 LPSO 结构相形成还有孪晶形成, 两者的形成既存在共同点又有不同之处。共同点是, 两者的形成均需要较低的层错能和 shockly 不全位错的引入; 不同点是, 形成二者的 C15 粒子尺寸存在明显较大差异, 形成孪晶的 C15 粒子 (1 μm) 平均尺寸是形成 LPSO 结构相的 C15 粒子 (100 nm) 的 10 倍。因为 C15 粒子越细小、内部的位错滑移程越短越有助于 Nd 元素向其内部扩散, 使 C15 粒子内 Nd 含量越高, 从而层错能越低。由表 3 中 LPSO 结构相与孪晶的能谱可知, 发生孪生的 C15 粒子内 Nd 含量明显低于具有 LPSO 结构相的 C15 粒子。这说明, 当 C15 粒子内 Nd 含量较低时层错能较高, 故 C15 粒子会发生孪生; 而当 C15 粒子内 Nd 含量较高时层错能较低, 则 C15 粒子易形成 LPSO 结构相。本研究中, 镁合金的合金成分内 Ca 含量的提高是导致 C15 粒子内 Nd 含量普遍较低的主要原因。

## 4 结 论

1) 喷射沉积含 Nd 镁合金经挤压预变形后形成了基面 (0002) 织构、柱面 (10 $\bar{1}$ 0) 和锥面 (10 $\bar{1}$ 1)、(10 $\bar{1}$ 2) 织构, 实现了织构多元化。镁合金内弥散分布的 C15 粒子阻碍位错滑移促使晶粒细化是织构非基面滑移系启动的主要原因。

2) 喷射沉积含 Nd 镁合金预挤压坯内有纳米级 Mg-Nd-Zn 型 6H-LPSO 结构相形成于 C15 粒子上。C15 粒子阻碍位错滑移形成位错缠结区, 且偏聚在较小尺寸

C15 粒子周围的 Nd 会通过位错短程扩散进入 C15 粒子内是 Mg-Nd-Zn 型 6H-LPSO 结构相形成的主要原因。

3) 喷射沉积含 Nd 镁合金经 340 °C 挤压预变形, C15 粒子发生孪生变形且形变孪晶贯穿 C15 粒子。C15 粒子阻碍位错滑移导致 C15 粒子周围应力高度集中以及周围形成的位错缠结区是 C15 粒子发生孪生的主要原因。

4) 平均尺寸较小 (100 nm) C15 粒子内 Nd 含量较高层错能较低, 故 C15 粒子易形成 LPSO 结构相; 尺寸较大 (1 μm) C15 粒子内 Nd 含量较低, 则 C15 粒子易发生孪晶。

### 参考文献 References

- [1] Kawamura Y, Hayashi K, Inoue A *et al.* *Materials Transactions*[J], 2001, 42(7): 1172
- [2] Abe E, Kawamura Y, Hayashi K *et al.* *Acta Materialia*[J], 2002, 50(15): 3845
- [3] Hagihara K, Kinoshita A, Sugino Y *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(19): 6282
- [4] Yoshinaga H, Obara T, Morozumi S. *Materials Science and Engineering A*[J], 1973, 12(5-6): 845
- [5] Li Zhenliang(李振亮), Ren Huiping(任慧平), Jin Zili(金自力) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2014, 43(11): 2728
- [6] Jiang Shan, Liu Tianmo, Lu Liwei *et al.* *Scripts Materialia*[J], 2010, 62(8): 556
- [7] Koike J, Kojima Y, Aizawa T *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2003, 419-422(1): 189
- [8] Li Zhenliang, Liu Fei, Yuan Aiping *et al.* *Material Science and Technology A*[J], 2017, 33(7): 630
- [9] Li Zhenliang(李振亮), Liu Fei(刘飞), Yuan Aiping(袁爱萍) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(8): 938
- [10] Matsuda M, Ii S, Kawamura Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 393(1): 269
- [11] Amiya K, Ohsuna T, Inoue A. *Materials Transactions*[J], 2003, 44(10): 2151
- [12] Chen Zhenhua(陈振华). *Deformed Magnesium Alloy*(变形镁合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 81
- [13] Zhan Meiyun(詹美燕), Li Chunming(李春明), Shang Junling(尚俊玲). *Materials Review*(材料导报)[J], 2011, 25(2): 1
- [14] Kyosuke K, Atsushi I, Hideyuki Y *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2014, 89: 25
- [15] Wang Tao(汪涛), Sun Wei(孙威), Wang Zirong(王子荣) *et al.* *Journal of Chinese Electron Microscopy Society*(电子显

- 微学报) [J], 2016, 35(5): 393
- [16] Bai Pucun, Dong Taishang, Hou Xiaohu *et al. Materials Characterization*[J], 2010, 61(7): 756
- [17] Bian Liping, Wang Lipeng, Zhou Yuyue *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 698: 12
- [18] Jiang Zhongtao, Jiang Bin, Zhang Jianyue *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26: 1284
- [19] Agnew S R, Duygulu Ö. *International Journal of Plasticity*[J], 2005, 21(6): 1161
- [20] Chen Y A, Tang X, Liu G Q. *Material Science and Engineering A*[J], 2014, 30(4): 495
- [21] Tong L B, Li X H, Zhang H J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 563: 177
- [22] Nishida M, Yamamuro T, Nagano M *et al. Materials Science Forum*[J], 2003, 419: 715
- [23] Fan Touwen, Tang Biyu, Peng Liming *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 64(10): 942
- [24] Zhu Yuman, Morton A J, Nie J F. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(19): 6562
- [25] Wang W, Lartigue K S, Brisset F *et al. Journal of Materials Science*[J], 2015, 50(5): 2167
- [26] Liu Lili, Wu Xiaozhi, Wang Rui *et al. Chinese Physics B*[J], 2015, 24(7): 407

## Twinning of Second Phase and Formation of LPSO Structure in Extruded Billets of Nd-Contained Magnesium Alloy by Spray Deposition

Li Zhenliang, Yue Songbo, Liu Fei, Li Xin, Duan Baoyu  
(Inner Mongolia University of Science & Technology, Baotou 014010, China)

**Abstract:** The deposited billets of Mg-9Al-3Zn-1Mn-9Ca-1Nd alloy were prepared by spray deposition technique and pre-deformed by extrusion (extrusion temperature 340 °C, extrusion ratio 25:1). The formation of Mg-Nd-Zn type LPSO structure on the second phase of magnesium alloy and the relationship between the LPSO phase and the twinning of the second phase were studied by SEM, TEM and XRD. The results show that the 6H-LPSO structure phase is formed on the Al<sub>2</sub>(Ca,Nd)-type C15 phase. The formation of dislocation entanglement around the C15 particles and the high concentration of stress around C15 particles are the main cause of the twinning of the C15 particles. The nano-scale C15 particles, pinning dislocations and inhibition of recrystallization grain growth, are the main reasons for the formation of (0002) basal and prismatic (10 $\bar{1}$ 0) and pyramidal (10 $\bar{1}$ 1) textures. However, it is easy to form LPSO structure phase when the Nd content is higher in the smaller C15 particles, while the C15 particles are prone to twinning when the Nd content is lower in the micron-sized C15 particles with larger average size.

**Key words:** Mg alloy; C15 particle; LPSO; texture; second phase twinning

---

Corresponding author: Li Zhenliang, Ph. D., Professor, School of Materials and Metallurgy, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, P. R. China, E-mail: lzlflying@126.com