

# Al 含量及均匀化处理对 AZ 系列镁合金组织的影响

Effects of Al Content and Homogenization on  
Microstructure of the AZ Series Alloys

彭建<sup>1,2</sup>, 吕滨江<sup>1</sup>, 朱熹<sup>1</sup>, 潘复生<sup>1,2</sup>

(1 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400045;

2 重庆市科学技术研究院, 重庆 401123)

PENG Jian<sup>1,2</sup>, LU Binjiang<sup>1</sup>, ZHU Xi<sup>1</sup>, PAN Fusheng<sup>1,2</sup>

(1 College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400045, China; 2 Chongqing Academy of Science and Technology, Chongqing 401123, China)

**摘要:** 为了在挤压生产中获取均匀的镁合金变形组织, 需要掌握合金含量及均匀化退火对热挤压组织的影响规律。本实验通过在 Gleeble 1500D 热模拟实验机上对不同 Al 含量的 AZ10, AZ31, AZ61 和 AZ91 镁合金进行热模拟挤压, 结果表明, 经过 400℃/12h 均匀化退火, AZ10 和 AZ31 合金均形成单一的 $\alpha$  固溶体, AZ61 合金中有细小的 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相弥散分布于晶内, AZ91 合金的晶界和晶内都有较大尺寸的第二相颗粒存在; 经挤压比 20.3 挤压温度 390℃热挤压, 挤压前经均匀化的变形合金晶粒尺寸较大, 未经均匀化的变形合金存在未变形条纹, 组织均匀性差, 但已发生了再结晶的晶粒较细小。

**关键词:** 镁合金; 均匀化退火; 挤压; 显微组织; 均匀性

中图分类号: TG142.1 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2011)06-0017-06

**Abstract:** In order to get extruded magnesium alloy with uniform microstructure, it is important to understand the effects of the content of alloying element and the homogenization annealing on the deformed microstructure. The AZ10, AZ31, AZ61 and AZ91 magnesium alloys were deformed with simulated extrusion system on Gleeble 1500D simulator. The results show that with homogenization annealing of 400℃/12h, the AZ10 and AZ31 alloys are in single solid solution phase, the AZ61 alloy has fine  $\beta$  phase particles inside the grain, while the AZ91 alloy has coarse  $\beta$  phases both inside the grains and on the grain boundary. After the extrusion with temperature of 390℃ and extrusion ratio of 20.3, the extruded alloy with homogenization annealing before extrusion has more uniform grains in size, while the extruded alloy without previously homogenization annealing has non uniform structure consisting deformed strips and fine grains.

**Key words:** magnesium alloy; homogenization annealing; extrusion; microstructure; uniformity

镁合金因密度低, 与钢和铝合金相比具有更高的比强度和比刚度, 作为航空、航天及汽车等交通工具的结构材料具有巨大的应用潜力<sup>[1-3]</sup>。AZ 系列镁合金, 即在纯镁中添加不同含量的 Al 和少量的 Zn, 具有成本低应用广的特点。AZ31 和 AZ61, 作为低成本的变形镁合金, 其挤压和轧制制品已取得广泛的商业应用; AZ10 合金是重庆大学为获得具有高塑性和快速挤压成形能力而进行的合金设计系列研究中, 制备的研究用合金<sup>[4]</sup>; AZ91 以前主要用作铸造合金, 但随着近年来镁合金专用挤压装备和技术水平的提高, 以及对低

成本高强度挤压型材制品需求的增长, AZ91 的挤压引起了多方面的关注<sup>[5, 6]</sup>。

众所周知, 因所含合金元素种类和数量、工艺参数设定、模具设计等因素, 以及挤压变形特有的在截面上变形分布不均匀的特点, 热挤压合金微观组织通常是非均匀的<sup>[7]</sup>。在铝、锌含量和比例对镁铝锌系合金铸态组织及合金相的影响方面, 杨明波<sup>[8]</sup>、曾小勤<sup>[9]</sup>、李冠群<sup>[10]</sup>、黄晓峰<sup>[11]</sup>等人分别进行了研究, 但到目前为止, 合金化元素含量变化及挤压前均匀化退火处理, 对商用 AZ 系列合金的变形组织及合金相的影响, 鲜有

系统的研究报道。由于热变形组织的再结晶晶粒尺寸大小均匀性和第二相的尺寸及位置分布等因素,即合金微观组织的均匀程度,直接影响合金的力学性能,所以选择商用 AZ 系列变形镁合金,探讨 Al, Zn 元素含量和均匀化热处理等工艺条件对合金微观组织均匀性的影响规律,对掌握高品质镁合金挤压制品的合金设计及工艺选择,具有重要的理论和应用意义。本工作主要对 AZ10, AZ31, AZ61 和 AZ91 镁合金的组织、析出相以及微观组织的均匀性受 Al 合金含量及挤压前均匀化退火的影响规律进行研究。

## 1 实验材料和方法

实验所用 AZ10, AZ31, AZ61 和 AZ91 共 4 种 AZ 系列合金,其化学成分经光谱仪测试,如表 1 所示。

表 1 实验用 AZ 系列合金的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of AZ series

alloy (mass fraction/%)

Element	Al	Zn	Mn	Mg
AZ10	0.98	0.86	0.34	Bal
AZ31	3.04	0.89	0.37	Bal
AZ61	6.22	0.92	0.36	Bal
AZ91	9.16	0.93	0.33	Bal

从  $\phi 124\text{mm}$  半连续铸锭的相同部位切取合金,加工成  $\phi 9\text{mm} \times 10\text{mm}$  圆柱状试样。用于挤压实验的试样分为经过  $400^\circ\text{C}/12\text{h}$  均匀化退火和未经过均匀化退火两种。模拟挤压实验在 Gleeble 1500D 热模拟实验机上进行,挤压筒内径为  $9\text{mm}$ ,挤压模孔径为  $2\text{mm}$ ,挤压比为 20.3。挤压前坯料以  $5^\circ\text{C}/\text{s}$  的升温速率加热至  $390^\circ\text{C}$ ,保温  $5\text{min}$  后挤压,挤出速率为  $200\text{mm}/\text{min}$ 。金相浸蚀剂配方为:苦味酸  $5\text{g} +$  冰乙酸  $5\text{g} +$  酒精  $100\text{mL} +$  水  $10\text{mL}$ ,组织观察在 Olympus 光学显微镜和配有 OXFORD INCA Engery 350 型号 EDS 装置的捷克 TESCAN VEGA II 型扫描电镜上进行,同时在 Olympus 光镜上用图像分析软件进行组织和相的定量分析。

## 2 实验结果与分析

### 2.1 Al 含量及均匀化对铸态组织和合金相的影响

AZ 系列各镁合金的铸态和经  $400^\circ\text{C}/12\text{h}$  均匀化退火态的金相组织如图 1 所示。铸态组织主要由白色  $\alpha\text{Mg}$  基体和黑色第二相组成,各合金第二相含量和分布存在较大差异。随着 Al 含量的增加,合金组织中

的第二相数量逐渐增加,同时其分布由颗粒弥散状分布逐渐向断续网状分布。经过用 X 射线衍射(XRD)仪对 AZ 系列各合金铸态、均匀化退火态和挤压变形态进行检测,如图 2 所示。

实验所用 AZ 系列合金的铸态组织具有基本相同的相组成: $\alpha\text{Mg}$  基体相和金属间化合物  $\beta\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ ,仅是物相衍射峰强度有微弱差异,即随着 Al 含量的增加,化合物相  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  的衍射峰强度增加,表明游离于基体外的金属间化合物体积比例增加。经过  $400^\circ\text{C}/12\text{h}$  均匀化退火后空冷, AZ10 和 AZ31 合金基本上形成单一的  $\alpha$  固溶体, AZ61 和 AZ91 合金的相组成仍为  $\alpha\text{Mg}$  基体和金属间化合物  $\beta\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ ,但第二相的数量和位置发生了变化。均匀化退火包含第二相的固溶和合金成分均匀化两个过程。AZ91 中的  $\beta\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相大约在  $380^\circ\text{C}$  可固溶<sup>[11]</sup>,所以在加热升温及在  $400^\circ\text{C}$  保温的过程中,非平衡相  $\beta\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  可逐渐溶解,枝晶偏析可逐渐消除。此过程主要由溶质元素 Al 的固态扩散主导,需要足够的时间,而且在非平衡相刚溶解后固溶体内的成分仍不均匀,这种成分的不均将加大变形后合金微观组织的不均匀性。

在均匀化退火空冷的冷却过程中,随着温度的降低,基体过饱和程度增高, $\beta$  相脱溶析出。由于 AZ91 合金含量高,部分  $\beta$  相未完全固溶, $\alpha$  和  $\beta$  相之间的界面自由能  $\Delta F_{\alpha/\beta}$  是决定析出位置的主导因素<sup>[12]</sup>,在颗粒为球形或小面形状时  $\Delta F_{\alpha/\beta}$  最小,所以此时析出相以点状或针状优先地在  $\alpha$  和  $\beta$  相界面处析出并长大,所以 AZ91 的晶界和晶内都有较大尺寸的第二相颗粒存在。而对于第二相已完全固溶的固溶体而言,脱溶析出时弹性自由能  $\Delta F_{\text{elastic}}$  是决定因素,板状形貌时  $\Delta F_{\text{elastic}}$  最小, $\beta$  相趋于以层片状在晶内连续析出,此时固溶体内的成分分布越均匀,则  $\beta$  相分布也越均匀。根据从  $400^\circ\text{C}$  到室温的溶解度变化可知, AZ31 和 AZ10 不会形成明显的析出物; AZ91 均匀化退火后仍存在部分未溶解  $\beta$  相的情况下,其固溶体成分均匀化必定不充分,在晶内靠近晶界的区域析出程度应大于晶粒心部,同时由于晶界和靠近晶界的未溶第二相的诱导析出作用, AZ91 中  $\beta$  相尺寸和位置分布的均匀性都较差; AZ61 由于成分合金含量稍低,经均匀化保温后成分均匀化更好,其脱溶析出物主要以在晶粒内部呈层片状弥散分布<sup>[13]</sup>。

AZ10, AZ31 合金铸态组织晶粒大小比较均匀,均匀化退火后晶粒有所长大,以 AZ31 晶粒尺寸变大更为明显。AZ61 和 AZ91 铸态组织的金属间化合物网格在均匀化退火后消失,晶粒尺寸明显比均匀化态的 AZ10, AZ31 小,说明在加热和保温过程中, AZ61 和

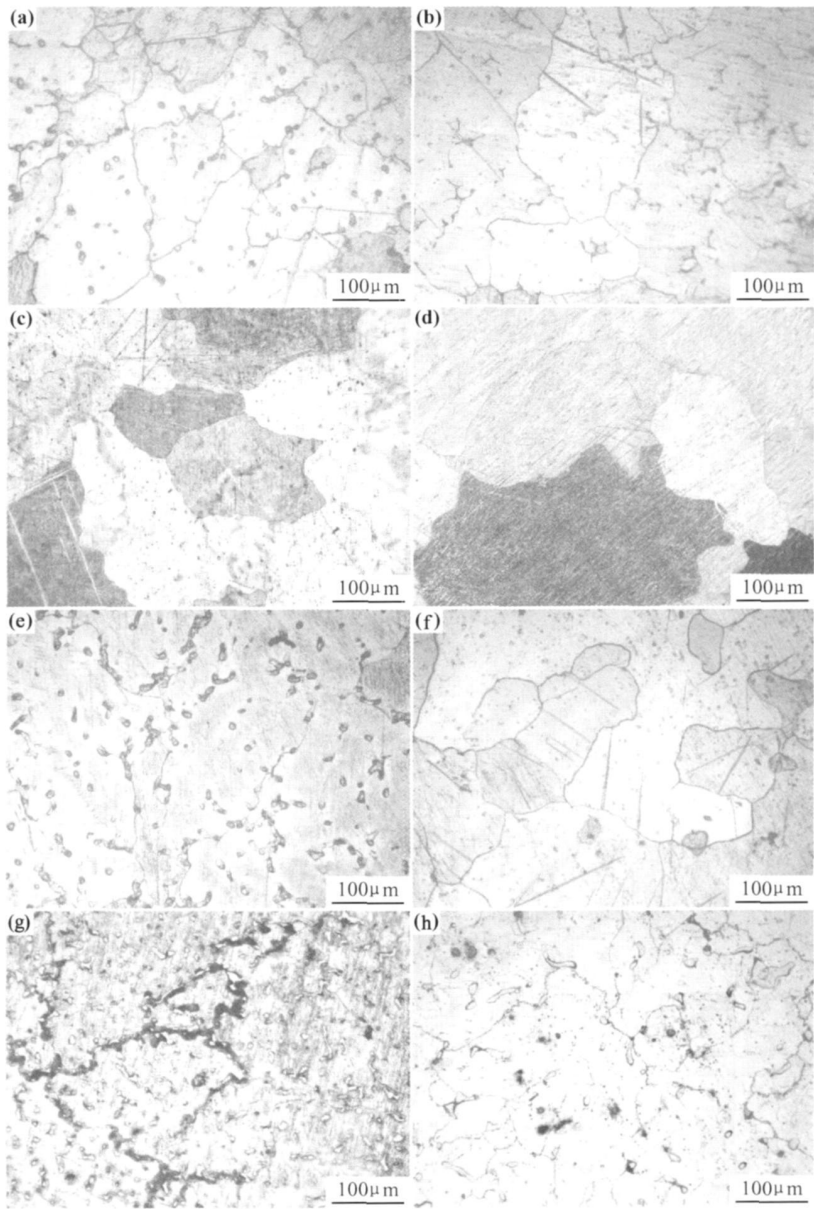


图 1 AZ 系列合金的铸态和均匀化态组织

(a) 铸态 AZ10 合金; (b) 均匀化态 AZ10 合金; (c) 铸态 AZ31 合金; (d) 均匀化态 AZ31 合金;  
(e) 铸态 AZ61 合金; (f) 均匀化态 AZ61 合金; (g) 铸态 AZ91 合金; (h) 均匀化态 AZ91 合金

Fig. 1 Microstructure of as cast and homogenized AZ series alloy

(a) AZ10 as cast; (b) AZ10 homogenized; (c) AZ31 as cast; (d) AZ31 homogenized;  
(e) AZ61 as cast; (f) AZ61 homogenized; (g) AZ91 as cast; (h) AZ91 homogenized

AZ91 合金中较多的化合物颗粒起到了阻止晶粒异常长大的作用, 尤以 AZ91 均匀化态晶粒尺寸更为均匀。

2.2 Al 含量及均匀化对合金变形组织的影响

如上所述, AZ10, AZ31, AZ61 和 AZ91 镁合金因 Al 含量不同和均匀化退火的作用, Al 元素在合金中的分布和存在形式发生变化, 即便在相同的热挤压变形工艺条件下, 变形合金的组织也将存在差异。如图 3(a) 所示, AZ10 挤压前经过均匀化热处理的变形组织中, 存在长条状的白色条带 A, 其长度方向与挤压方

向一致, 部分该类条带已逐渐转变为若干相连接的大晶粒 B。而在挤压前未经过均匀化热处理的变形组织中, 如图 3(b) 所示, 此类长条状组织已经全部转变为相邻的大晶粒 B。图 3(a), (b) 中已发生再结晶的等轴晶粒尺寸分布相似, 图 3(a) 的再结晶组织主要由 25~40μm 的大晶粒和 7~10μm 的小晶粒构成, 平均晶粒尺寸为 19μm; 图 3(b) 的主要由约为 20~35μm 的大晶粒和 5~8μm 的小晶粒组成, 平均晶粒尺寸为 14μm。

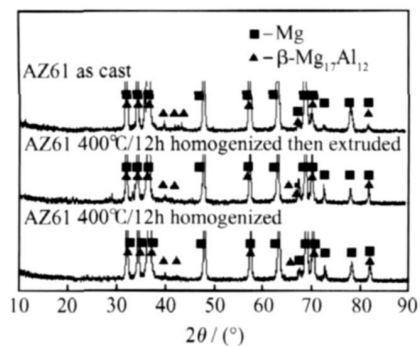


图2 AZ61合金的XRD谱

Fig. 2 XRD spectrum of AZ61 alloy

挤压前经过均匀化热处理的 AZ31 合金变形组织如图 3(c) 所示, 少量白色条带已逐渐转变为若干相连接的大晶粒 B, 再结晶组织主要由 15~30 $\mu\text{m}$  的大晶粒和 5~10 $\mu\text{m}$  的小晶粒构成, 平均晶粒尺寸 11 $\mu\text{m}$ 。挤压前未经过均匀化热处理的 AZ31 合金变形组织如图 3(d) 所示, 存在大量白色条带组织 C, 尚未完全分解为相连的大晶粒, 已发生再结晶的等轴晶粒主要为 10~15 $\mu\text{m}$  的大晶粒和 3~5 $\mu\text{m}$  的小晶粒, 平均晶粒尺寸为 8 $\mu\text{m}$ 。

经过均匀化的 AZ61 合金挤压变形组织, 如图 3(e) 所示, 没有白色长条带组织, 但存在黑色纤维状条

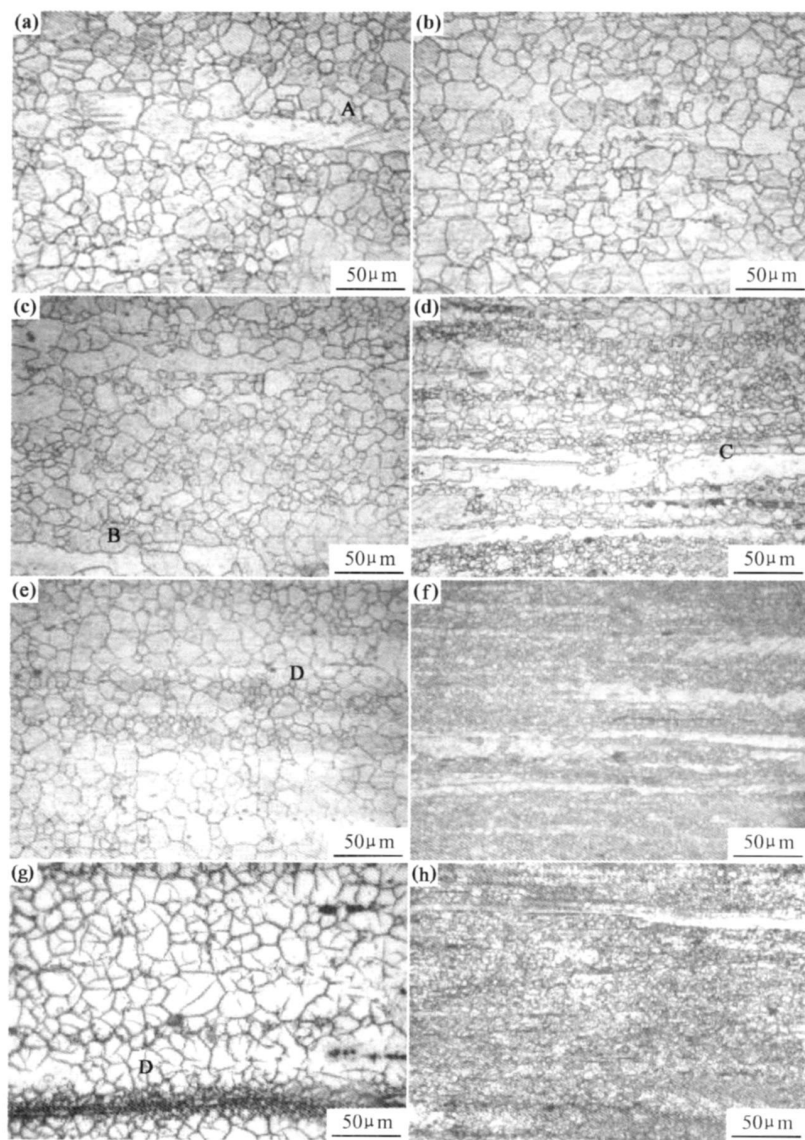


图3 均匀化退火对 AZ 系列镁合金变形组织的影响

(a) 经均匀化的 AZ10 变形组织; (b) 未经均匀化的 AZ10 变形组织; (c) 经均匀化的 AZ31 变形组织; (d) 未经均匀化的 AZ31 变形组织; (e) 经均匀化的 AZ61 变形组织; (f) 未经均匀化的 AZ61 变形组织; (g) 经均匀化的 AZ91 变形组织; (h) 未经均匀化的 AZ91 变形组织

Fig. 3 Effects of homogenization on microstructure of extruded AZ series alloy

(a) AZ10 homogenized; (b) AZ10 not homogenized; (c) AZ31 homogenized; (d) AZ31 not homogenized; (e) AZ61 homogenized; (f) AZ61 not homogenized; (g) AZ91 homogenized; (h) AZ91 not homogenized

带 D, 在适当的腐蚀程度下可辨别出是由呈串簇分布的极细小的等轴晶粒组成。合金的晶粒尺寸分布呈 10~ 20 $\mu\text{m}$  大晶粒和 4~ 6 $\mu\text{m}$  的小晶粒的两极分化特点, 平均晶粒尺寸约为 7 $\mu\text{m}$ 。AZ61 合金未经过均匀化的挤压变形组织见图 3 (f), 其白色长条带组织与 AZ31 相比变得更少更细长, 再结晶等轴晶粒更细小, 平均尺寸为 4 $\mu\text{m}$ 。

AZ91 经过均匀化后热挤压的变形组织, 见图 3 (g), 其中的黑色条带比 AZ61 更多, 黑色条带区域的晶粒更细小, 因晶界易腐蚀, 故经腐蚀后颜色更深。除极小晶粒组成的黑色条纹外, 其他区域的晶粒尺寸分布在 10~ 25 $\mu\text{m}$  之间, 合金的平均晶粒尺寸为 8 $\mu\text{m}$ 。AZ91 未经过均匀化而热挤压后的变形组织如图 3 (h) 所示, 白色长条带组织相对于 AZ61 更少, 部分条带已经分解成大晶粒, 已发生再结晶的等轴晶粒平均尺寸约为 3 $\mu\text{m}$ 。

如上所述, 挤压前均匀化热处理和合金含量对 AZ 系列镁合金的组织均匀性影响明显。挤压前经均匀化处理的热挤压变形组织更均匀, 但平均晶粒尺寸更大; 未经均匀化的热挤压合金组织存在挤压条纹, 组织均匀性差, 但平均晶粒度更小。挤压前未经均匀化, 则随着合金含量增加未再结晶的变形条带数量减少, 宽度变小, 分布更均匀。AZ 系列合金经热挤压后的再结晶晶粒平均尺寸与合金含量的关系如图 4 所示, 随着 Al 含量的增高, 再结晶晶粒尺寸减小, 尤以挤压前未经均匀化的热挤压变形合金晶粒尺寸细化更为明显。

2.3 合金的变形条带及混晶组织分析

热挤压态合金中的未再结晶变形条带破坏基体均匀性, 对力学性能有不利影响, 本研究对其结构和成因进行了分析。图 5(a) 为 AZ61 未经过均匀化处理而挤

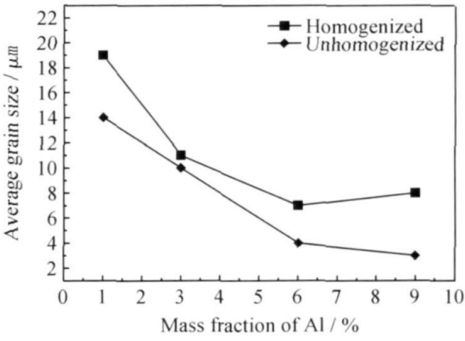


图 4 Al 含量和均匀化处理对晶粒尺寸的影响  
Fig. 4 Effects of Al content and homogenization on the grain size of extruded AZ series alloys

压的变形组织 SEM 形貌图, 显示该变形条带被周围的再结晶细晶粒所包围, 呈吞噬态势, 以此趋势发展, 变形条带将被周围的再结晶细晶粒逐渐吞灭, 直到转变成若干等轴的大晶粒, 只是因挤压变形温度较低、变形后温度降低过快或变形能不足的原因而未发生再结晶, 致使变形后的组织停滞在未变形的条带状态, 如图 5(b)。变形条带的长度方向与挤压方向基本一致, 条带中存在一些平行条纹, 平行条纹与挤压方向约成 45° 的倾角, 见图 5(c)。长条状晶粒内部的平行条纹是由变形产生的晶内亚结构, 因变形储能不足而未完成再结晶, 残留了变形组织特征。沿该变形条带宽度方向进行能谱线扫描, 分析其化学成分分布, 结果如图 5(c) 所示。变形条带相对于邻近的完全再结晶等轴晶粒区域, 所含合金元素的含量浓度更低。说明在热挤压变形中, AZ 系列合金  $\alpha$  固溶体中合金元素含量不均匀时, 合金元素含量较高的区域更易于在热挤压变形过程中发生再结晶。

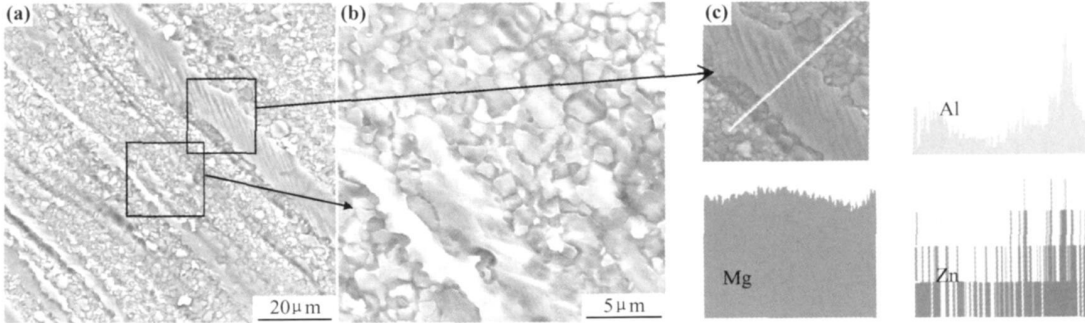


图 5 AZ61 未均匀化挤压合金的 SEM 及能谱分析  
(a) 未经均匀化处理的 AZ61 变形镁合金组织形貌; (b) 图(a) 微观结构的局部放大;  
(c) 放大的图(a) 局部微观结构及其 EDS 检测结果

Fig. 5 SEM and EDS of extruded AZ61 alloy  
(a) morphology of extruded AZ61 alloy without homogenization; (b) local amplification of microstructure in fig. (a);  
(c) local amplification of microstructure in fig. (a) and its EDS test result

镁属于密排六方晶体结构, 室温下  $\alpha$ -Mg 相的塑性变形只有 (0001) 1 个滑移面和该面上的  $[\bar{1}120]$ ,  $[\bar{2}110]$  和  $[\bar{1}2\bar{1}0]$  密排方向组成的 3 个滑移系, 在 200℃ 以上镁及其合金第一类角锥面 {1011} 上的滑移系可以开动, 225℃ 以上第二类角锥面 {1012} 上的滑移系也可以开动。本实验所用挤压变形温度为 390℃, 此温度可激活棱柱面 {1011}  $\langle 1120 \rangle$  滑移系, 开动第二类角锥面滑移系, 提供协调形变所需的 5 个独立滑移系, 合金可通过滑移实现持续塑性形变及热变形过程中的再结晶, 但  $\alpha$ -Mg 相中合金含量的不均匀及未溶共晶化合物的存在, 会造成合金各局部区域塑性变形方式的改变和变形程度的差异, 以及再结晶发生先后及程度的差异, 最终导致变形组织各局部不均匀。

AZ 系列镁合金在热挤压变形中经受极大程度的变形, 首先形成纤维状变形组织, 在挤压应力和热能作用下, 纤维状条带内部由位错滑移形成如图 5(c) 所示的亚晶结构, 进而通过亚晶合并机制形成较大尺寸的大角度亚晶, 随后通过晶界迁移, 亚晶进一步合并和转动, 发生动态再结晶, 最终形成大角度晶粒, 如图 3 中的 B。在热挤压过程中, 合金元素含量高的区域, 因温降和形变诱导等原因, 更容易形成  $Mg_{17}Al_{12}$  等第二相粒子, 第二相粒子阻碍位错的滑移而形成位错缠结, 利于积蓄较大的变形储藏能, 促进再结晶的形核<sup>[14, 15]</sup>。所以, 当合金的成分均匀化不充分时, 合金含量高的区域在热变形中将优先发生再结晶, 并消耗大量的变形储藏能, 使得相邻的合金含量低的区域因驱动能不足而迟滞再结晶的进行, 残留下变形条带。另一方面, 低合金含量的区域随着时间的延续完成了再结晶, 但是由于高合金浓度的区域再结晶优先发生, 并因软化而变形抗力降低, 在后续的变形中易于优先获得足够的变形量而反复再结晶, 形成极细小晶粒组成的纤维状条带, 而使得整个合金产生如图 3(g) 的混晶组织。

由此分析可知, AZ 系列镁合金经过均匀化退火处理, 尤其经过充分的成分均匀化形成的单一的  $\alpha$ -Mg 固溶体, 有利于避免变形合金中残留未再结晶条带组织, 避免形成再结晶混晶组织, 获得均匀的热变形再结晶组织。

### 3 结论

(1) AZ 系列镁合金铸态组织均主要由  $\alpha$ -Mg 基体和  $Mg_{17}Al_{12}$  相所组成, 经过 400℃/12h 均匀化退火空冷, AZ10 和 AZ31 合金形成单一的  $\alpha$  固溶体, AZ61 合金中有细小的  $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$  相弥散分布于晶内, AZ91 合金的晶界和晶内都有较大尺寸的第二相颗粒存在。

(2) AZ 系列镁合金在 390℃ 挤压比为 20.25 时,

挤压前经均匀化热处理的挤压变形组织更均匀, 但平均晶粒尺寸更大, 未经均匀化的挤压变形组织存在残留变形条纹, 组织均匀性差, 但已发生再结晶的晶粒平均尺寸更细小。

(3) AZ 系列镁合金在成分均匀化不充分时, 合金含量低区域易产生未再结晶的变形条带; 高合金浓度区域再结晶易优先进行, 产生由极细晶粒组成的纤维状条带, 形成混晶组织。

### 参考文献

- [1] GEIGER M, MERKLEIN M. Sheet metal forming a new kind of forge for the future [J]. Key Eng Mater, 2007, 344: 9–20.
- [2] SCHUMANN S. The paths and strategies for increased magnesium applications in vehicles [J]. Mater Sci Forum, 2005, 488–489: 1–8.
- [3] PALUMBO G, SORGENTE D, TRICARICO L. Numerical experimental analysis of thin magnesium alloy stripes subjected to stretch bending [J]. J Mater Process Tech, 2008, 201(1–3): 183–188.
- [4] 宋成猛, 彭建, 刘天模. AZ10 镁合金均匀化热处理工艺研究 [J]. 材料导报, 2007, 21(22): 382–384.
- [5] 李淑波, 吴昆, 郑明毅, 等. 挤压对 AZ91 铸造镁合金力学性能的影响 [J]. 材料工程, 2006, (12): 54–57.
- [6] 杨忠旺, 陈振华, 夏伟军, 等. AZ91 镁合金型材挤压工艺研究 [J]. 矿冶工程, 2008, 28(3): 91–94.
- [7] 陈振化. 变形镁合金 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2005.
- [8] 杨明波, 潘复生, 李忠盛, 等. Zn 与 Al 质量比对 Mg-Zn-Al 三元镁合金铸态组织和凝固行为的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(7): 1192–1195.
- [9] 曾小勤, 丁文江, 姚正裔, 等. Mg-Zn-Al 系合金组织和力学性能 [J]. 上海交通大学学报, 2005, 39(1): 46–49.
- [10] 李冠群, 吴国华, 樊昱, 等. Al/Zn 比对镁合金组织、力学性能及耐蚀性的影响 [J]. 铸造技术, 2005, 26(10): 922–956.
- [11] 黄晓锋, 曹喜娟, 朱凯, 等. Al/Zn 比对 Mg-Al 系镁合金组织及力学性能的影响 [J]. 铸造, 2008, 57(9): 938–941.
- [12] 杨君刚, 赵美娟, 蒋百灵, 等. 均匀化退火对 AZ91D 镁合金组织与性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2008, 29(4): 69–73.
- [13] 彭建, 王中国, 刘虹, 等. 退火工艺对 AZ61 镁合金铸坯组织及加工性能的影响 [J]. 材料导报, 2007, 21(z2): 378–381.
- [14] 钟皓, 陈琦, 闫蕴琪, 等. AZ31 镁合金的热挤压组织与力学性能分析 [J]. 轻金属, 2007, (3): 52–56.
- [15] 徐春杰, 张忠明, 郭学锋, 等. 热挤压 AZ91D 镁合金的组织与力学性能 [J]. 西安理工大学学报, 2005, 21(4): 356–360.

基金项目: 国家重点基础研究发展规划项目 (973 计划) (2007CB613702); 重庆市科委科技计划攻关重点项目 (CSTC2009AB4134); 重庆市科委自然科学基金 (CSTS2010BB4068)

收稿日期: 2010-03-31; 修订日期: 2010-11-25

作者简介: 彭建 (1969–), 男, 博士, 教授, 主要从事轻合金新材料和新工艺研究. 联系地址: 重庆大学材料科学与工程学院 (400045), E-mail: jpeng@cqu.edu.cn