

# AZ91 镁合金挤压过程中 $\beta$ 相的动态析出及其对组织和拉伸性能的影响

刘六法, 丁汉林, 丁文江

(上海交通大学, 上海 200030)

**摘要:** 研究了 AZ91 镁合金挤压变形过程中  $\beta$  相的动态析出行为及其对合金组织和拉伸性能的影响。结果表明, AZ91 镁合金的力学性能在挤压后显著提高。合金在挤压过程中有大量  $\beta$  相粒子动态析出, 且析出特征与挤压温度、挤压比等工艺参数密切相关。 $\beta$  相粒子的动态析出对合金拉伸性能的直接作用有限, 主要通过影响动态再结晶而影响组织演变, 并进而影响合金性能。通过控制工艺过程能够有效调整  $\beta$  相粒子的析出, 使合金力学性能得到进一步提升。

**关键词:** 镁合金; AZ91;  $\beta$  相; 挤压; 塑性变形

**中图分类号:** TG 146.4

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2009)01-0104-06

作为被广泛应用的铸造 AZ91 镁合金在塑性变形领域一直没有得到足够的重视和研究。然而, AZ91 合金中较高的合金元素含量和较多的第二相使其通过挤压等常规变形工艺处理后可能成为具有比 AZ31 和 AZ61 等合金性能更高和良好产业应用前景的低成本、高性能变形镁合金。

AZ91 合金中除  $\alpha$ -Mg 以外, 第二相主要是  $\beta$  相 ( $Mg_{17}Al_{12}$ )。Al 元素除固溶于  $\alpha$ -Mg 中的部分以外, 主要形成  $\beta$  相, 而锌则能够降低铝在镁中的固溶度, 促进  $\beta$  相的析出, 有利于改善合金强度<sup>[1]</sup>。

AZ91 等 Mg-Al-Zn 基镁合金中的  $\beta$  相一般有 3 种形态: (1) 凝固过程中由液态通过共晶反应形成的离异共晶粒子, 沿晶界呈不连续块状分布; (2) 固态冷却过程或时效过程中析出, 与  $\alpha$  基体呈片状相间分布的非连续析出粒子; (3) 在  $\alpha$  晶粒内部析出的连续析出粒子<sup>[2-6]</sup>。 $\beta$  相粒子的大小、形态、分布、体积比率及其与基体的晶体学关系等都可能对合金的变形行为及其力学性能产生影响。文献<sup>[7,8]</sup>对普通铸造 AZ91 合金进行变形加工后发现合金的抗拉强度能够达到 360 MPa 以上。S. Kamado 在对经固溶处理后的 AZ91 进行热挤压观察到了  $\beta$  相粒子的弥散析出, 合金的抗拉强度达到了 370 MPa<sup>[9]</sup>。靳丽的研究发现, 固溶处理后的 AZ91 合金在 ECAE 过程中有  $\beta$  相粒子的弥散析出, 抗拉强度能够达到 370 MPa 以上<sup>[10]</sup>。

以上研究尽管都不同程度提及了  $\beta$  相粒子, 但都没有对塑性变形过程中  $\beta$  相粒子的动态析出及其对合

金组织演变和力学性能的影响等作出深入研究或讨论。

本研究针对普通商用 AZ91 镁合金, 通过固溶处理和简单热挤压工艺, 研究了  $\beta$  相粒子在塑性变形过程中的动态析出及其对合金组织和拉伸性能的影响, 分析其特殊规律, 以期对开发高性能低成本变形镁合金起到引导和借鉴作用。

## 1 实验方法

### 1.1 原材料和挤压工艺

所用原材料是在市场上购买的普通商业 AZ91 镁合金, 其化学成分如表 1 所示。合金锭在电阻炉中重熔后, 利用金属型重力浇铸制成  $\phi 40$  mm $\times$ 100 mm 的圆棒。重熔过程采用 SF<sub>6</sub>(1% 体积分数, 下同)+CO<sub>2</sub>(99%)混合气体保护, 具体重熔工艺为: 在合金熔化后继续升温至 720 °C, 搅拌后静置 15 min。浇注温度为 680 °C, 浇铸后空冷。

表 1 合金化学成分

Table 1 Chemical compositions of the employed alloy ( $\omega/\%$ )

Elements	Al	Zn	Mn	Cu	Ni	Fe	Be	Mg
Content	9.29	0.80	0.13	0.003	0.0008	0.002	0.0005	Bal.

圆棒经 430 °C 保温 12 h 后水冷的固溶处理。车削加工去除表面氧化皮后加工成  $\phi 37.5$  的圆棒进行挤压成一定直径的圆棒。挤压温度分别为 300 和 360 °C,

收稿日期: 2008-01-11

基金项目: 国家自然科学基金(50505026)和上海市自然科学基金(05ZR14075)项目资助

作者简介: 刘六法, 男, 1971 年生, 博士, 副教授, 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200030, 电话: 021-62932113

其它工艺参数如表 2 所示。挤压前, 合金与模具在电阻炉中同时加热至挤压温度并保温 0.5 h, 挤压后立即水淬。

表 2 试样尺寸及热挤压工艺参数

Mould gauge, $\phi$ /mm	Extrusion velocity /mm·s <sup>-1</sup>	Extrusion ratio
8.5	<8	22
17	8	5.5

## 1.2 组织和力学性能分析

### 1.2.1 组织分析

试样由挤压出的圆棒中部截取, 观察面垂直于挤压方向。试样在研磨至镜面后, 使用醋酸乙二醇溶液(醋酸 20 mL; 硝酸 1 mL; 乙二醇 60 mL; 蒸馏水 19 mL)腐蚀, 然后利用 LEICA MEF4M 型光学显微镜进行金相观察及组织分析。

第二相观察采用 EBSP(Electron Back-Scattered Diffraction Pattern, EBSP)技术。试样经最细至 4000 号的系列 SiC 砂纸研磨至镜面后在自动研磨机上用 0.3  $\mu\text{m}$   $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒悬浊液研磨 10 min, 再用 0.04  $\mu\text{m}$   $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒悬浊液与无水乙醇以 1:4(体积比)配制的混合液自动研磨 45 min 制成, 观察前保存于真空室内。分析系统为 JEOL JSM-5600 型扫描电镜的 EBSP 系统。取向成像(Orientation Imaging Microscopy, OIM)时选择试样中心 300  $\mu\text{m}$ ×300  $\mu\text{m}$  的范围进行扫描, 扫描步长为 1  $\mu\text{m}$ , 加速电压为 25 kV; 观察第二相粒子时, 扫描范围为 60  $\mu\text{m}$ ×60  $\mu\text{m}$ , 扫描步长为 0.5  $\mu\text{m}$ , 加速电压为 25 kV。

### 1.2.2 拉伸性能测试

室温和高温拉伸试验在电子万能拉力试验机(CMT5105)上进行, 拉伸方向与挤压方向一致, 拉伸速率为 1 mm/s。高温拉伸时, 试样被预热至 150  $^{\circ}\text{C}$  后保温 300 s 进行拉伸。试样形状及尺寸如图 1 所示。

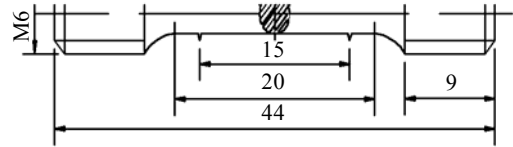


图 1 拉伸试样示意图

Fig.1 Schematic of the tensile specimen

## 2 实验结果

### 2.1 铸态和固溶处理后的合金组织

铸态组织由晶粒尺寸约为 60  $\mu\text{m}$  的  $\alpha$ -Mg 基体和大量沿晶界分布的块状  $\beta$  相粒子组成。固溶处理使基体晶粒显著长大至 120  $\mu\text{m}$ , 并使绝大多数  $\beta$  相被固溶, 仅有极少量残留于晶界处。

### 2.2 挤压态合金的金相组织

如图 2 所示, 合金被挤压后组织发生了显著变化。在挤压比小(5.5), 挤压温度低(300  $^{\circ}\text{C}$ )时, 晶界处发生动态再结晶并向晶粒内部发展, 但晶粒内部动态再结晶没有完成。已发生动态再结晶的带状区域中晶粒细小, 其两侧有明显更大的再结晶晶粒和更远处没有发生动态再结晶的原始晶粒。另外, 在晶粒尺寸细小的带状区域中仍有少量固溶处理后残留的块状  $\beta$  相粒子, 由于变形程度低, 这些粒子没有被完全打碎。

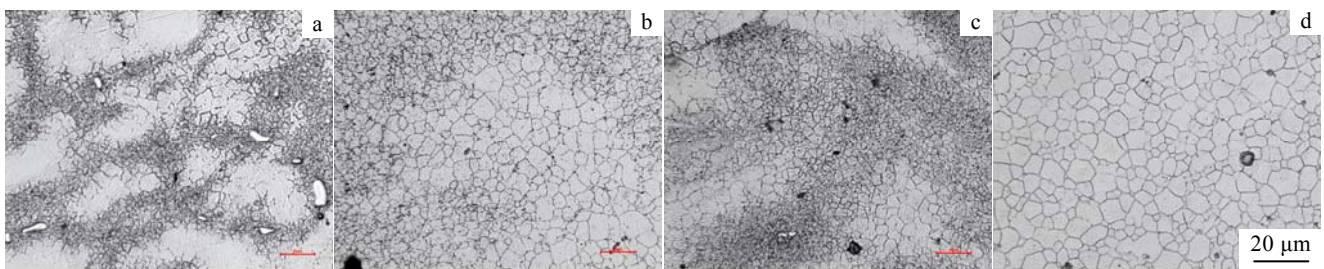


图 2 不同挤压温度和挤压比合金的金相组织

Fig.2 Metallographs of the extruded alloy at the following extrusion temperatures and extrusion ratios: (a) 300  $^{\circ}\text{C}$ , 5.5; (b) 300  $^{\circ}\text{C}$ , 22; (c) 360  $^{\circ}\text{C}$ , 5.5; (d) 360  $^{\circ}\text{C}$ , 22

随挤压比增大或挤压温度升高时, 再结晶完成程度增加。在图 2b 和 2c 所示组织中可见, 不同区域的

晶粒大小仍然有不同程度的差异, 视野较暗的部分晶粒较为细小, 并围绕晶粒尺寸较大的晶粒区域呈不规

则带状分布。在图 2a 中观察到的没有发生动态再结晶的原始晶粒和固溶处理后残留的块状  $\beta$  相粒子已经全部消失。在尺寸较小的晶粒的界面处和晶粒内部分布有大量球形粒子,而在其它区域这种粒子的数量极少。

当挤压比为 22, 挤压温度为 360 °C 时, 晶粒大小分布均匀, 没有明显的区域差异(如图 2d 所示)。而且, 整个视野中晶粒轮廓清晰, 无论在晶界上还是在晶粒内部都无法分辨出如图 2b 和 2c 中观察到的球形粒子。

### 2.3 $\beta$ 相粒子的 EBSD 分析

合金组织的 EBSD 图像如图 3 所示。从图 3a 可以简单地分辨出  $\alpha$ -Mg 晶粒尺寸有显著区别、并相互独

立分布的 2 种区域。前者为相互间不连续的一个个不规则形状的带状区, 后者在前者环绕下成为一个个独立的片。对晶粒尺寸普遍较小的区域进行的更高比例观察如图 3b 所示。利用  $\alpha$  相和  $\beta$  相晶格结构不同这一特点, 针对立方结构的  $\beta$  相粒子进行取像的结果如图 3c 所示。如图 3b 和 3c 中两条白线的界定,  $\beta$  相粒子集中分布区域的带状特征(如图 3b 和 3c 中白线间区域所示)非常明显。在该区域内,  $\beta$  相粒子基本分布于再结晶晶粒的边界, 极少出现于晶粒内部。在该区域外部, 只有少量  $\beta$  相粒子位于晶界上, 而且数量随着与该区域距离的增大而越少, 在最远端则没有出现。

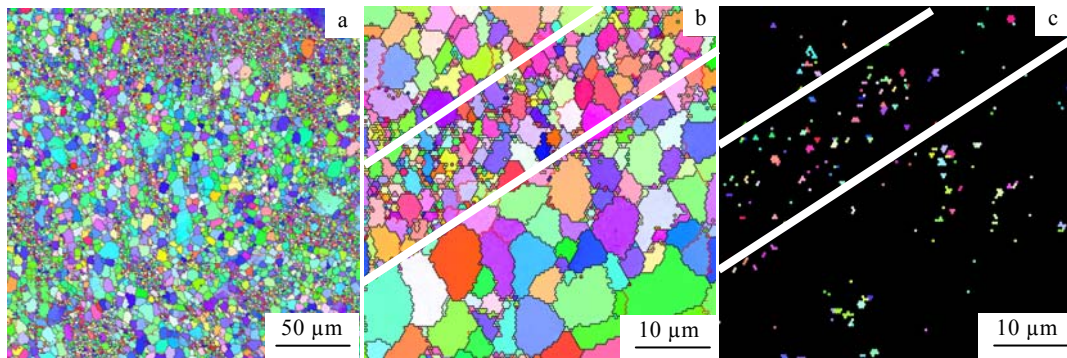


图 3 挤压态 AZ91 合金的 EBSD 图像分析

Fig.3 EBSD analyses of extruded AZ91 at 330°C and ratio of 5.5: (a) low magnification image, (b) high magnification image, and (c) image of secondary phase particles. Extrusion conditions: extrusion temperature, 300°C; extrusion ratio: 5.5

### 2.4 挤压态合金的拉伸性能

图 4 为挤压态 AZ91 合金在室温和 150 °C 的拉伸性能及其与铸态和固溶态的比较。图中横轴上数字所代表合金的状态列在表 3。如图 4 所示, 所有挤压态 AZ91 合金的抗拉强度比铸态和固溶态有很大的提高, 而各种挤压条件下彼此间的差异幅度不大。与室温相比, 150 °C 时的抗拉强度有所下降, 但下降幅度很小(6 号合金时的下降幅度最大, 为 9%)。

从表 3 可以看出, 除挤压温度较低、挤压比较小时(3 号合金)合金的室温延伸率低于铸态和固溶态以外, 其它挤压条件下都有所改善。当挤压温度一定时, 随挤压比增大, 延伸率显著提高。而在挤压比一定时, 不同挤压温度下的延伸率变化具有不同的趋势。比较表 3 中 3 号和 5 号合金可知, 当挤压比较小时, 延伸率随挤压温度的提高有显著增加。而在大挤压比条件下, 延伸率随挤压温度的提高反而小幅降低, 如 4 号与 6 号合金延伸率之间的比较。

与抗拉强度随拉伸温度的变化并没有很大的变化不同, 挤压态 AZ91 合金在 150 °C 拉伸时的延伸率较室温有非常显著地提高, 尤其在大挤压比(22)条件下,

其提高幅度在 100%以上。对于铸态和固溶态而言, 拉伸温度对延伸率的影响比较有限。

## 3 分析和讨论

### 3.1 挤压过程中 $\beta$ 相粒子的动态析出

铝元素在镁中的体积扩散系数为<sup>[11]</sup>:

$$D_v = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

式中  $D_0=1.53 \times 10^{13} \text{ nm}^2/\text{s}$ ,  $Q=125 \text{ kJ/mol}$ 。

在 430 °C 的固溶处理温度下, 可以计算出  $D_v=5.89 \times 10^3 \text{ nm}^2/\text{s}$ 。

假设  $\beta$  相粒子能够瞬时溶解, 而且铝元素在镁基体中能够自由扩散, 则可以由公式  $l \approx \sqrt{D_v t}$  估算出本试验条件下铝的扩散距离  $l$  约为 16  $\mu\text{m}$ 。即在前述假设下, 对铸态 AZ91 进行 12 h 固溶处理后, 铝元素从晶界处向晶内单向扩散的深度  $l$  约为 16  $\mu\text{m}$ , 向两侧扩散的宽度约为  $2l=32 \mu\text{m}$ 。然而, 实际热处理过程中  $\beta$  相粒子的溶解速度及铝原子向晶内的扩散速度比理想状态要缓慢得多, 因而由晶界向晶内的扩散深度必然远小于前述计算值, 而且由晶界向晶内存在一定的

浓度梯度, 即铝浓度随着从晶界开始的深度增加而降低。因此, 固溶处理并不能实现铝元素在基体中的均匀分布, 而是在晶界两侧存在一定深度的富铝带, 离晶界越近, 铝的富集程度越高。这些富铝带在水冷后处于铝的过饱和状态。

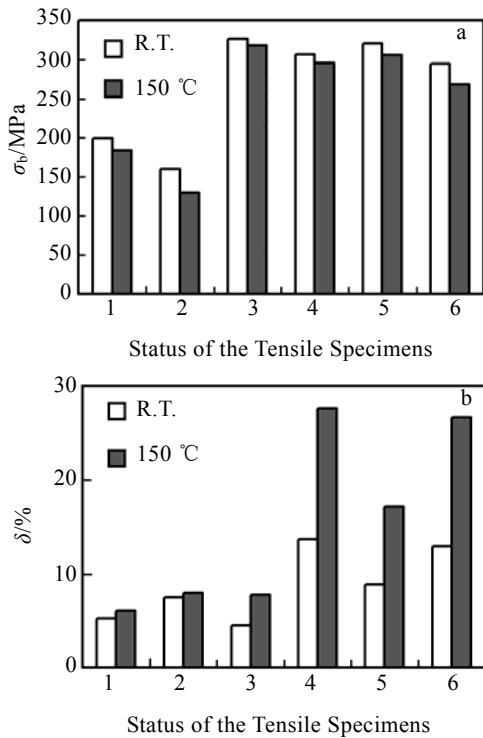


图 4 挤压态 AZ91 合金在室温和 150 °C 的抗拉强度及延伸率  
Fig.4 Tensile strength  $\sigma_b$  (a) and elongation  $\delta$  of the AZ91 alloy extruded at room temperature (R.T.) and 150 °C

表 3 合金试样的制备条件

Table 3 Status of the tensile specimens

		1	2	3	4	5	6
As-cast	As-solution ized	As-extruded					
		300 °C*	300 °C*	360 °C*	360 °C*		
		5.5**	22**	5.5**	22**		

Note: \* Extrusion temperature; \*\*extrusion ratio

在挤压过程中, 位错将在铝过饱和的晶界处大量堆积和缠结, 这些位错将两侧富铝带里的铝原子高速输送到一个个高密度位错集结处, 使其在短时间内能够达到更高的过饱和度, 为  $\beta$  相粒子的析出提供了丰富的形核位置<sup>[2,12]</sup>, 促使  $\beta$  相以非常弥散的细小粒子重新析出。当挤压比小时, 由于变形程度低, 原始组织的富铝带并没有被完全打碎, 而是与组织的塑性流动方向趋于一致。因此  $\beta$  相粒子析出后仍然呈带状分布。

在大挤压比时, 富铝带被打碎, 使  $\beta$  相粒子析出

后不再具有明显的带状特征, 如图 2b 和 2d 所示。尤其当挤压温度在 360 °C 时, 所能观察到的  $\beta$  相粒子非常少。这可以归因于 2 个因素: (1)360 °C 时 AZ91 合金中铝的固溶度约为 8%, 与合金原始成分 9.29% 相差比较小, 使得  $\beta$  相粒子的析出数量大大减少; (2)大挤压比变形使得富铝带与其它区域相互融合, 铝的局部富集程度相对降低, 使得  $\beta$  相粒子的析出和长大更加困难。由于固溶处理后仍然残留有少量的初始  $\beta$  相粒子, 因此利用 EBSP 所观察到的局部成簇分布的  $\beta$  相粒子应该是残留粒子被破碎后的产物。

### 3.2 $\beta$ 相粒子析出对组织演变的影响

尽管  $\beta$  相粒子一般由于惯习面与基体基面平行而难以有效阻碍位错的移动, 然而塑性变形过程中的弥散析出将使粒子间距大大缩小, 从而在一定程度上能够强化对位错移动的阻碍作用, 转而促进其周围的位错堆积。更重要的是, 高密度弥散析出的  $\beta$  相粒子能够对邻近位错缠结位置生成的再结晶晶粒的晶界起到有效的钉扎作用, 阻碍其进一步长大。因此, 如图 3b 的 EBSP 照片所示,  $\beta$  相粒子大量析出区域中的再结晶晶粒尺寸远小于其它区域。

在大挤压比时, 富铝带被打碎并与其它区域相间分布, 使动态析出的  $\beta$  相粒子具有比较小的体积密度和大的粒子间距, 对位错和晶界的钉扎作用大大减弱。当  $\beta$  相粒子的密度不足以围绕再结晶晶粒对其长大具有足够的阻碍作用时, 其邻近再结晶晶粒将不断长大、融合。同时, 大变形量使得富铝区域以外区域的再结晶也具有了很高的形核率, 和更快的晶粒长大、融合速度。因此, 大变形量时, 再结晶的发生区域更广, 而不同区域间再结晶晶粒的尺寸差异也显著缩小, 如图 2b 所示。

在挤压温度为 360 °C, 挤压比为 22 时,  $\beta$  相粒子对再结晶晶粒长大的阻碍作用更弱, 使得所有再结晶晶粒之间不再具有明显的尺寸差异, 如图 2d 所示。与图 2b 相比, 由于没有  $\beta$  相粒子析出, 晶粒大小更加均匀, 并有所长大。然而, 利用 EBSP 观察到的原始  $\beta$  相粒子被破碎后形成的细小粒子周围的再结晶晶粒尺寸相对其它区域明显更小, 由此表明, 这些粒子对动态再结晶过程具有与动态析出的  $\beta$  相粒子相似的作用。

### 3.3 $\beta$ 相粒子析出对合金拉伸性能的影响

铸态 AZ91 合金被固溶处理后, 晶粒尺寸显著长大, 晶界的  $\beta$  相粒子几乎全部被固溶, 因此拉伸强度出现明显的下降。然而, 基体晶粒的长大, 不但没有使固溶态合金的延伸率比铸态时下降, 反而在室温和 150 °C 拉伸时分别出现了 42% 和 31% 的增长, 如图表

3 所示。这种变化表明,  $\beta$  相粒子固溶后对合金塑性的提升作用强于晶粒长大对合金塑性的弱化作用。

挤压态 AZ91 合金抗拉强度的显著提高主要是塑性变形过程中晶粒细化的结果。在挤压比增大和挤压温度提高时, 抗拉强度有不同程度的下降, 但幅度不大。表明  $\beta$  相粒子的动态析出对挤压态合金强度的影响有限。

对同一挤压态合金, 150 °C 比室温拉伸时的抗拉强度有所下降, 但幅度也很小。挤压温度为 360 °C 时, 合金抗拉强度的下降幅度相对更大, 尤其在挤压比为 22 时。这种现象说明, 相对于镁基体而言高温下更加稳定的  $\beta$  相粒子在 150 °C 拉伸对晶界的钉扎作用更加明显, 导致  $\beta$  相粒子动态析出较少的挤压态合金的拉伸强度对拉伸温度的提高更加敏感。

在延伸率方面, 除表 3 中 3 号合金以外, 其余状态的合金都远远高于铸态或固溶态。由于 3 号合金中存在基体晶粒大小显著不同的 2 种区域(如图 2a), 而且晶粒较小的带状区域内还弥散地分布有大量的动态析出  $\beta$  相粒子, 这 2 种区域在拉伸过程中具有完全不同的塑性变形能力。当应变达到一定程度后, 两者将由于变形不连续而在界面处发生撕裂, 引起破坏。这一机制在拉伸试样断口的观察中得到证实(如图 5 所示)。

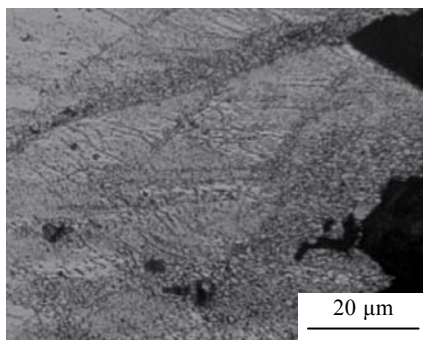


图 5 挤压温度和挤压比分别为 300 °C 和 5.5 时 AZ91 合金拉伸试样断口形貌

Fig.5 The fracture analysis of the tensiled AZ91 alloy extruded at 300 °C and extrusion ratio of 5.5

当挤压比保持 5.5, 挤压温度升高到 360 °C 时, 由于  $\beta$  相粒子析出量减少和动态再结晶能力提高, 2 种区域内的晶粒大小差异明显变小(图 2c)。因此, 2 种区域间塑性变形能力的差异也必然大幅缩小。在拉伸试验中, 试样的拉伸断口尽管仍然是两者的界面处, 但延伸率比挤压温度为 300 °C 时的合金有显著提高。

当挤压比提高到 22 时, 合金的延伸率大幅度提高, 比铸态或固溶态合金增加 1 倍以上。断口观察表

明, 拉伸过程中发生了大量的孪晶, 且程度随挤压温度的升高而增加。与低挤压比时不同, 断口附近的晶粒尺寸与其它区域没有明显差异, 断裂于晶界起源并沿晶界扩展的特征非常清晰。当挤压温度由 300 °C 升高到 360 °C 时, 延伸率有非常小的下降, 表明延伸率在大挤压比下对挤压温度的变化不敏感。

同一挤压态合金的延伸率随拉伸温度由室温变为 150 °C 而大幅度提高的现象说明, 挤压过程中析出的  $\beta$  相粒子尽管对晶界有一定钉扎作用, 但其作用与挤压温度提高对基体塑性变形能力的提高作用相比几乎可以不予考虑。

以上分析表明, 挤压工艺过程对  $\beta$  相粒子的动态析出数量、大小和分布等都有非常大的影响, 而  $\beta$  相粒子进而通过影响动态再结晶过程。动态析出的  $\beta$  相粒子对合金拉伸性能的直接作用并不强, 但通过影响再结晶晶粒的大小和分布能够带来明显的影响, 使合金力学性能得到提高。但当  $\beta$  相粒子的动态析出不均匀时, 反而可能降低合金的塑性。

### 3.4 通过常规工艺提高 AZ91 镁合金力学性能的可行性

尽管本研究 and 文献[7~10]的研究结果都表明: 变形加工能够有效提高 AZ91 合金的力学性能, 但由于缺乏系统研究, 目前还无法推断通过变形提高 AZ91 合金力学性能所能达到的程度。Cerri<sup>[13]</sup>通过对 AZ91 合金的压铸态和固溶态试样进行压缩试验表明, 2 种状态下的压缩性能没有显著差异。对铸态<sup>[7, 8]</sup>和固溶态<sup>[10]</sup>AZ91 合金进行塑性变形后的拉伸性能也基本相同。说明挤压态合金中的  $\beta$  相粒子不管是由铸态组织中的块状粒子破碎而成, 还是动态析出形成, 对力学性能的影响差异不大。

由于调整热处理工艺能够控制  $\beta$  相以连续或不连续的方式析出<sup>[14]</sup>, 而连续析出的粒子具有更显著的强化效果, 因此通过控制变形工艺, 兼用合适的热处理, 可能精确控制  $\beta$  相粒子的析出形貌, 并进一步提高 AZ91 合金性能的有效途径。

## 4 结 论

1) AZ91 合金在挤压后, 室温下的抗拉强度和延伸率分别达到了 295~327 MPa 和 4.5%~13.0%, 150 °C 时分别达到了 268~319 MPa 和 7.8%~27.6%。随挤压比增大或挤压温度升高, 抗拉强度有小幅下降, 而延伸率则有大幅度提高。当拉伸温度由室温升高到 150 °C 时, 抗拉强度小幅降低, 而延伸率有 1 倍左右的提高。

2) AZ91 镁合金在挤压过程中发生了  $\beta$  相的动态

析出, 挤压工艺参数对动态析出有显著影响。随挤压比增大, 析出粒子的分布趋于均匀。随挤压温度的升高, 析出粒子的数量减少。

3)  $\beta$  相粒子的析出使其邻近区域的再结晶晶粒远小于其它区域。 $\beta$  相粒子在基体中分布不均匀使组织中出现晶粒大小显著不同的区域时, 会降低合金的塑性。

4)  $\beta$  相粒子的析出对合金拉伸性能的直接作用不显著, 但通过影响动态再结晶过程使合金性能有大幅度提高。

#### 参考文献 References

- [1] Brooks C R. *Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys*[M]. OH: ASM, 1984
- [2] Clark J B. *Acta Metall*[J], 1968, 16: 141
- [3] Seifert H J, Liang P, Lukas H L *et al. Mater Sci Tech*[J], 2000, 16(11~12): 1429
- [4] Nie J F, Xiao X L, Luo C P *et al. Micron*[J], 2001, 32: 857
- [5] Celotto S, Bastow T J. *Acta Mater*[J], 2001, 49: 41
- [6] Xiao Xiaoling(肖晓玲), Luo Chengping(罗承萍), Nie Jianfeng(聂建峰) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2001, 37(1): 1
- [7] Xu Chunjie(徐春杰), Guo Xuefeng(郭学锋), Zhang Zhongming(张忠明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(3): 500
- [8] Li Z F, Dong J, Zeng X Q *et al. Mater Sci Eng*[J], 2007, A466: 134
- [9] Kamado S, Kojima Y. *Mater Sci Forum*[J], 2007, (546~549): 55
- [10] Jin Li(靳丽). *Study on the Microstructure and Mechanical Properties of Magnesium Alloy by Equal Channel Angular Extrusion*(等通道角挤压变形镁合金微观组织与力学性能研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2006.
- [11] Japan Magnesium Association(日本マグネシウム協会). *Handbook of Magnesium* (マグネシウム技術便覧)[M]. Japan: Japan Magnesium Association, 2000: 132
- [12] Mathis K, Gubicza J, Nam N H. *J Alloys Compounds*[J], 2005, 394: 194
- [13] Cerri E, Leo P, De Marco P P. *J Mater Proc Tech*[J], 2007, 189: 97
- [14] Duly D, Simon J P, Brechet Y. *Acta Metall Mater*[J], 1995, 43: 101

## Dynamic Precipitation of $\beta$ Phase during Extrusion Process and Its Effects on the Microstructures and Tensile Properties of AZ91 Magnesium Alloy

Liu Liufa, Ding Hanlin, Ding Wenjiang  
(Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China)

**Abstract:** The dynamic precipitation of the  $\beta$  phase in AZ91 magnesium alloy during extrusion process and its effects on the microstructures and tensile properties of the alloy are studied. It is found that the mechanical properties are effectively improved by the extrusion process and the dynamic precipitation of the  $\beta$  phase occurs during the extrusion process. The characteristics of precipitation are influenced by the extrusion temperature and extrusion ratio. The dynamically precipitated  $\beta$  phase has a limited direct effect on the tensile properties. The effects of  $\beta$  phase on the tensile properties come from its influence on the microstructure evolution through the dynamic crystallization. The authors consider that the mechanical properties of AZ91 can be further improved by controlling the working processes to optimize the precipitation characteristics of the  $\beta$  phase.

**Key words:** magnesium alloy; AZ91;  $\beta$  phase; extrusion; plastic deformation

Biography: Liu Liufa, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, P. R. China, Tel: 0086-21-62932113, E-mail: lfliu@sjtu.edu.cn