

# 挤压态 AZ631M 镁合金显微组织 及高温变形行为研究

党景涛, 江柱中, 任凌宝, 尹冬弟, 权高峰

(西南交通大学 材料先进技术教育部重点实验室, 四川 成都 610031)

**摘要:** 研究了不同挤压比和挤压温度(挤压桶温度)对 AZ631M 镁合金晶粒尺寸和力学性能的影响, 探索了挤压态 AZ631M 镁合金最优时效处理工艺和热加工工艺。实验挤压比选用 9、32、41、81, 挤压温度为 200、250、300 °C。热处理采用挤压后固溶+时效(T6)和直接时效(T5)处理 2 种方式, 绘制了在变形温度为 300~450 °C 和初始应变速率为  $5 \times 10^{-2} \sim 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  的热加工图。结果表明: 随着挤压温度从 300 °C 降低到 200 °C, 合金晶粒尺寸从 31  $\mu\text{m}$  减小到 14  $\mu\text{m}$ , 抗拉强度从 325 MPa 增加到 368 MPa, 伸长率从 13.6% 增加至 17.3%。随着挤压比增加从 9 到 81, 合金晶粒尺寸从 24  $\mu\text{m}$  减小至 8  $\mu\text{m}$ , 抗拉强度从 277 MPa 增加至 376 MPa, 伸长率从 16.1% 降低至 15.3%。挤压温度为 250 °C, 挤压比为 32, 挤压速度为 60 mm/min 挤压、T6 (420 °C/8 h+210 °C/18 h) 处理后, AZ631M 镁合金抗拉强度与挤压态 AZ631M (330 MPa) 对比提高了 18%, 达到 390 MPa, 伸长率降低了 40%。和铸态 AZ631M 相比, 挤压态 AZ631M 的热加工区域增大, 最优热加工区域为温度 400~450 °C, 初始应变速率  $5 \times 10^{-4} \sim 1.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。

**关键词:** AZ631M 镁合金; 挤压温度; 挤压比; 时效; 力学性能; 热加工图

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)04-1293-09

镁合金因其低密度、高的比强度和刚度、良好的铸造性能、电磁屏蔽性能等被广泛应用于航空航天、汽车、以及电子通讯等领域<sup>[1,2]</sup>。研究发现, 加入稀土元素能够改善镁合金的力学性能和耐热性能<sup>[3-5]</sup>。AZ631M 镁合金是一种新开发的高强度、高塑性镁合金, 其是在 Mg-6Al-3Zn 镁合金基础上加入少量的 Mn 和混合稀土元素, 在镁合金承载构件上应用前景十分广阔。

镁合金具有密排六方结构(hcp), 室温下塑性变形时可开启的滑移系少, 加工难度较大。随着变形温度的升高, 更多的滑移系开启, 镁合金加工性能得到改善<sup>[6]</sup>。对镁合金而言, 挤压成形能够获得细小的晶粒和优异的力学性能, 是一种非常有效的加工方式, 并因其挤压成形技术较为成熟和经济成本较低备受关注<sup>[1,2,7-13]</sup>。Liang 等<sup>[14]</sup>针对 AZ31 镁合金挤压过程进行了模拟, 结果表明, 在一定条件下, 挤压过程中温度对材料组织演变起到了关键作用, 同时也决定了挤压样品的表面质量好坏。She 等<sup>[15]</sup>研究了挤压态 Mg-Al-Sn 合金的显微组织和力学性能, 结果表明, 材料的屈服强度会随挤压温度的降低而提高。根据 Chen 等<sup>[1]</sup>

的研究, 在一定条件下 AZ31 镁合金随着挤压比的增大晶粒尺寸减小, 力学性能提高。本文研究了不同挤压比和挤压温度对于 AZ631M 镁合金力学性能的影响, 并且针对挤压态 AZ631M 镁合金进行了 T5 和 T6 处理来进一步提高其力学性能<sup>[16]</sup>。另外材料的可加工性能是材料在塑性变形中成形能力的重要工程参数, 是衡量金属塑性加工性能的重要指标。如何运斌等<sup>[17]</sup>通过对 ZK60 镁合金加工图的构建及失稳分析得到了 ZK60 镁合金在实验条件下热变形的最佳工艺参数为变形温度 350 °C, 应变速率  $0.001 \text{ s}^{-1}$ 。刘娟等<sup>[18]</sup>通过绘制不同应变速率, 不同应变, 和不同变形温度下的三维 ZK60 镁合金功率耗散图和失稳图, 确立了其合适的加工区。Xia 等<sup>[6]</sup>研究了挤压态 Mg-Zn-Y-Zr 镁合金热变形行为, 通过对不同应变下加工图的分析 and 工程实际考虑确立了挤压态 Mg-Zn-Y-Zr 合金最优热加工区为 350~400 °C, 应变速率为  $0.001 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$ , 并且在实验参数指导下成功做出了表面高质量无缺陷的镁合金塑性成型部件。本研究通过单向热压缩实验, 利用 Matlab 软件绘制了挤压态 AZ631M 不同应变下的热加工图, 根据挤压态合金热加工图确立了在实验条件

收稿日期: 2017-04-07

基金项目: 轨道交通国家实验室(筹)重点项目(2012A0101); 四川省千人计划项目(2014-2016); 成都市重点创新创业项目(2014-2016)

作者简介: 党景涛, 男, 1989 年生, 硕士生, 西南交通大学, 四川 成都 610031, 电话: 028-87634673, E-mail: dangjingtao.987@163.com

下最优热加工区域，为塑性变形条件下的 AZ631M 镁合金热塑性成型提供理论依据。

### 1 实验

采用一款新型镁合金 AZ631M 作为研究对象，其成分如表 1 所示。将初始半连续铸锭车削至  $\Phi 90$  mm，然后进行均匀化处理 and 挤压成形，挤压机吨位为 613 吨。均匀化处理参数为 420 °C/8 h。挤压参数为：挤压温度 200、250、300 °C，挤压比为 9、32、41、81，模具温度 400 °C，材料温度为 350 °C，挤压速度为 60 mm/min。并对挤压比为 32，挤压温度为 250 °C 的  $\Phi 16$  mm 的挤压棒进行了 T5 和 T6 处理，固溶处理参数为 420 °C/8 h，人工时效参数为 150~240 °C，18 h。并且对其在变形温度为 300~450 °C 和初始应变速率为  $5 \times 10^{-2} \sim 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  做了热压缩实验。

对于不同状态下的 AZ631M 镁合金进行了显微组织观察、XRD 物相分析和拉伸力学性能测试。其中金相制备先用 400#、800#、1200# 水磨砂纸对试样打磨，再经机械抛光，最后采用体积分数 6% 的硝酸酒精溶液腐蚀。采用 Axio Lab A1 型光学显微镜 (OM) 和 JSM-6490LV 型扫描电子显微镜 (SEM) 观察试样金相组织；物相分析采用帕纳科多功能粉末 X 射线衍射仪 (XRD)；室温拉伸力学性能测试在三思泰捷电子万能实验机上进行，采用匀速单向位移拉伸，速率为 1

mm/min，试样直径为 3 mm，平行段长度为 18 mm，每组试验至少重复 3 次；硬度测试采用显微维氏硬度计，载荷为 10 N，保持时间为 15 s，每个试样测试 20 个点取平均值；高温力学性能测试采用型号为 RPL100 电子蠕变疲劳实验机，压缩试样直径为 10 mm，高度为 15 mm，每组试验至少重复 3 次。挤压态 AZ631M 晶粒尺寸统计采用截线法 ( $D=1.74I$ ， $D$  代表平均晶粒尺寸， $I$  代表平均截距)，为确保统计的准确性每种工况下取 3 个不同部位进行测量。

### 2 结果与讨论

#### 2.1 显微组织

图 1 所示为铸态、均匀化处理态和挤压态 (挤压温度 250 °C，挤压比 41) AZ631M 的金相组织。从图 1a 中可以看出非平衡结晶形成的典型枝晶结构，枝晶间分布着网状的 Mg-Al 金属间化合物，并且有一部分呈颗粒状分布于枝晶内。XRD 物相分析表明，这些金属间化合物主要为  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ ，如图 1d 所示。王跃琪<sup>[19]</sup>

表 1 AZ631M 镁合金化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ631M magnesium alloy ( $\omega/\%$ )

Mg	Al	Zn	Mn	RE*	Impurity
Bal.	6	3	1	<0.6	<0.03

\*contains Y, Li, Zr and other rare earth elements

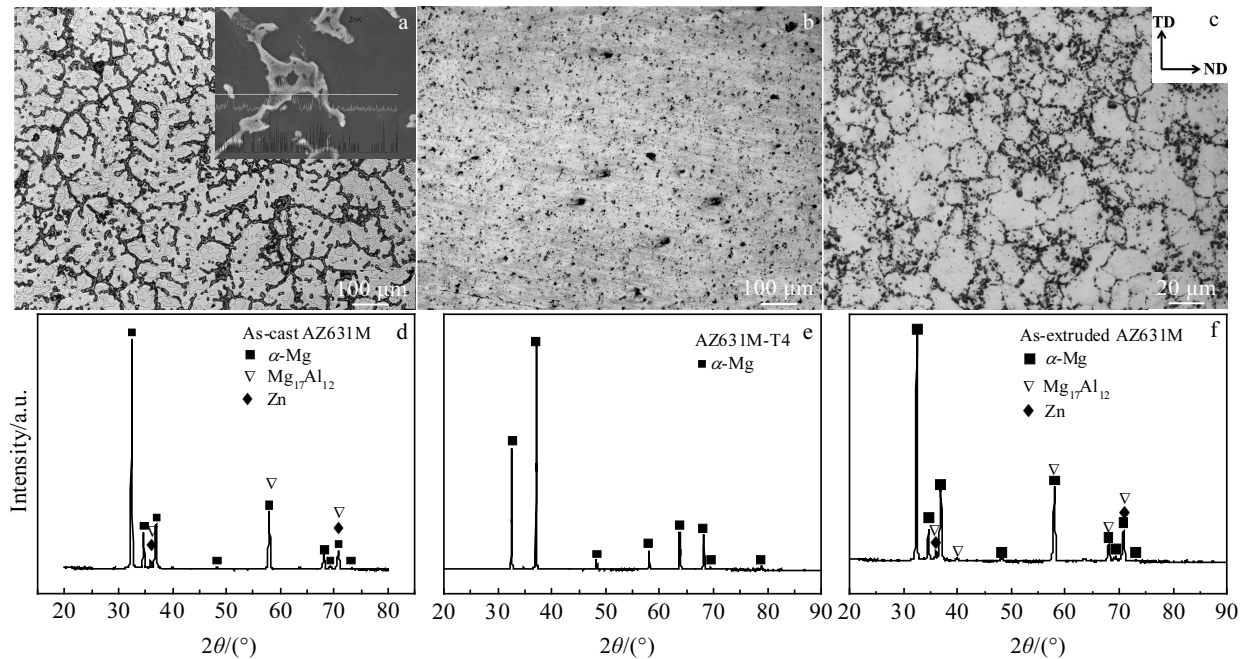


图 1 AZ631M 镁合金的显微组织与 XRD 图谱 (TD: 垂直于挤压方向, ND: 垂直于 TD 和挤压方向)

Fig.1 Microstructures (a~c) and XRD patterns (d~f) of AZ631M magnesium alloy: (a, d) as-cast, (b, e) as-homogenized and (c, f) as-extruded

研究了不同 Mn 含量对 AZ91 镁合金显微组织的影响, 结果表明 Mn 元素含量不超过 1.2% 时, 随着 Mn 含量的增加能够有效抑制枝晶长大, 并使得固溶处理后的合金晶粒尺寸相比未加 Mn 元素合金更为细小。这和我们取得的结果是一致的, 但是由于加入量较少, XRD 分析未能检测出含 Mn 相。为了提高 AZ631M 镁合金铸锭在挤压过程中的成形能力及挤压过程中的稳定性和均匀性并且提高动态再结晶数量, 需在挤压前对铸态合金进行均匀化处理以全部或部分消除枝晶偏析<sup>[20,21]</sup>。图 1b 所示为 AZ631M 进行均匀化处理后的金相组织, 处理完后均采用空冷, 可以看出, 经 420 °C / 8 h 均匀化处理后枝晶间的 Mg-Al 化合物基本全部发生了回溶。XRD 分析结果显示, AZ631M 均匀化处理后其物相组成大部分为  $\alpha$ -Mg 相, 如图 1e。图 1c 为挤压态合金金相, 从图中可以看出挤压过程中有少量析出产物, 其中大部分沿晶界, 少量位于晶粒内部。XRD 分析结果显示析出相主要以  $Mg_{17}Al_{12}$  相为主, 如图 1f。隋美<sup>[22]</sup>研究了 Mg-Mn-RE 系合金的热处理及挤压变形后显微组织和力学性能, 结果表明混合稀土的加入细化了挤压态合金的晶粒尺寸, 并使得强度得到了明显提升, 而且塑性也有大幅提升。

图 2 所示为经过同一挤压温度 250 °C, 坯料温度 350 °C 和同一挤压速度 60 mm/min, 在不同挤压比下的金相显微组织。观察图 2 可以发现, 经 4 种挤压工艺获得的 AZ631M 棒材, 其组织都是以等轴晶为主。挤压过程中形成的第二相多位于晶界, 极少数分布在

晶内, 且第二相多为  $Mg_{17}Al_{12}$ 。从图 3 中我们可以看出随着挤压比的降低, 平均晶粒尺寸明显变大。挤压比为 81 时其晶粒尺寸为  $\sim 8 \mu\text{m}$ , 当挤压比降低到 41 时其晶粒尺寸增加到  $\sim 20 \mu\text{m}$ , 继续降低挤压比至 32 时其晶粒尺寸为  $\sim 23 \mu\text{m}$ 。但是挤压比为 9 时其晶粒尺寸为  $\sim 24 \mu\text{m}$ , 相比与挤压比为 32 时则没有太大变化。Jiang 等<sup>[8]</sup>研究了挤压参数对挤压态 AZ31 板材显微组织和力学性能影响, 随着挤压比的增加晶粒尺寸变得更加细小和均匀。Chen 等<sup>[1]</sup>研究了挤压比对于 AZ31 镁合金显微组织和力学性能影响, 其结果显示: 在一定条件下对于晶粒细化存在一个临界挤压比, 当挤压比大于临界挤压比时晶粒细化效果更为显著, 然而小于临界挤压比时晶粒细化效果会差些。对于 AZ631M 镁合金存在一个临界挤压比 32, 当挤压比大于 32 时晶粒细化效果明显, 当挤压比小于 32 时晶粒细化效果不明显 (如图 3)。

图 4 所示为经过同一挤压比 32, 同一坯料温度 350 °C 和同一挤压速度 60 mm/min, 在不同挤压温度下的金相组织。从图 4 可以看出, 不同挤压温度对应的金相组织表现为典型的等轴晶, 图 4a, 4b 的晶粒尺寸较为均匀且细小, 图 4c 的晶粒尺寸较大且不均匀。从图 3 中可以看出, 当挤压温度为 200 °C 时平均晶粒尺寸为  $\sim 14 \mu\text{m}$ , 温度上升至 250 °C 时晶粒尺寸为  $\sim 24 \mu\text{m}$ , 继续提高温度至 300 °C 时晶粒尺寸为  $\sim 31 \mu\text{m}$ , 晶粒尺寸随挤压温度提高呈线性增长。这主要是因为镁合金在热挤压过程中易发生动态再结晶, 再结晶晶粒尺寸

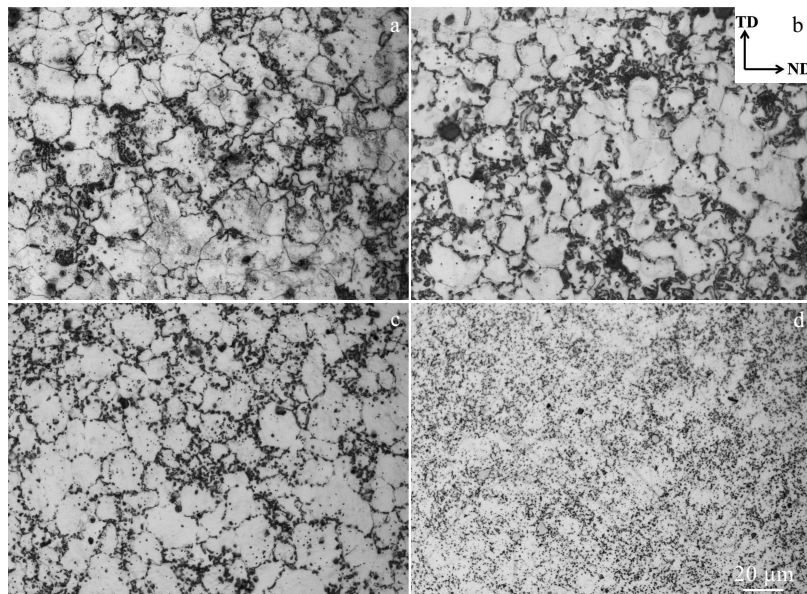


图 2 挤压温度为 250 °C 时不同挤压比的 AZ631M 镁合金显微组织

Fig.2 Microstructures of AZ631M magnesium alloy at extrusion temperature of 250 °C with different extrusion ratios:

(a) 9, (b) 32, (c) 41, and (d) 81

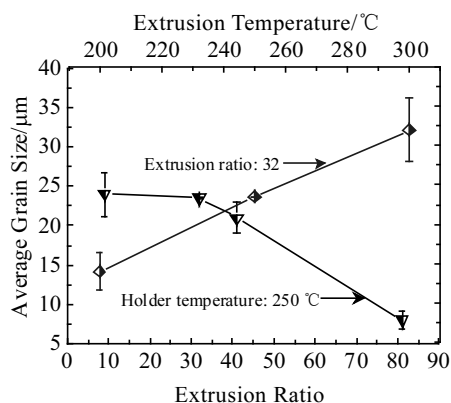


图 3 挤压参数对 AZ631M 镁合金晶粒尺寸影响

Fig.3 Relationship between the average grain size with the extrusion parameters

随挤压温度的增加而变大<sup>[9,23,24]</sup>。Murai 等<sup>[25]</sup>研究了不同挤压工艺对 AZ31B 镁合金显微组织及力学性能的影响，结果表明在其它条件相同的情况下，挤压温度从 350 °C 增加至 400 °C 平均晶粒尺寸几乎长大了 3 倍，这和本实验取得的结论是一致的。

挤压态 AZ631M(挤压参数：挤压温度为 250 °C，挤压比为 32，坯料温度为 350 °C，挤压速度为 60 mm/min)经不同热处理的显微组织如图 5 所示。合金经 420 °C/8 h 固溶处理后第二相大部分回溶进入基体 α-Mg 中，晶粒尺寸较挤压态有所长大，如图 5b 所示。图 5c 所示为 T6 态 (420 °C/8 h+210 °C/18 h)AZ631M 镁合金显微组织，从图中可以看到大量的层片状第二相析出（黑色区域）<sup>[17]</sup>，但析出并不均匀，图中白亮色的为基体 α-Mg 只含有少量析出相。图 5d 所示为 T5 态 (时效 210 °C/18 h) AZ631M 镁合金显微组织。

## 2.2 力学性能

### 2.2.1 室温拉伸力学性能

铸态 AZ631M 镁合金抗拉强度(UTS)为~185

MPa，屈服强度 ( $R_{p0.2}$ ) 为~130 MPa，伸长率 ( $A_5$ ) 为~6.4%，传统的 AZ63 镁合金其抗拉强度为~185 MPa，屈服强度为~70 MPa，伸长率为~9%，两者相比较其屈服强度得到了很大提升，伸长率稍有下降。经挤压变形后，AZ631M 镁合金强度和伸长率明显增加，如图 6 所示。图 6a 为挤压态 AZ631M 强度和伸长率随挤压比的变化。从图中可以清楚看到随着挤压比的增大，抗拉强度和伸长率显著增加。当挤压比为 9 时，抗拉强度是~277 MPa，屈服强度为~182 MPa，伸长率为~16.1%，当挤压比增大到 81 时，抗拉强度是~376 MPa，屈服强度为~255 MPa，伸长率为~15.3%，相比较强度提升了~40%，伸长率降低了~5%。图 6b 为挤压态 AZ631M 强度和伸长率随挤压温度的变化。随着挤压温度的升高，强度和伸长率明显下降，从最初的挤压温度为 200 °C，抗拉强度~368 MPa，屈服强度是~232 MPa，伸长率是~17.3%，到挤压温度为 300 °C，抗拉强度~325 MPa，屈服强度~145 MPa，伸长率~13.6%，强度下降了~40%，伸长率下降了~20%。挤压态 AZ631M 镁合金力学性能提高的主要原因是挤压过程中晶粒细化作用，从图 7 中可以看出无论挤压温度和挤压比如何变化，只要晶粒尺寸减小，抗拉强度和屈服强度基本上都是增加的。

挤压态 AZ631M 镁合金（挤压参数：挤压温度为 250 °C，挤压比为 32，坯料温度为 350 °C，挤压速度为 60 mm/min)经 T5 处理后峰值时效参数为 210 °C/18 h，硬度 (HV) 为 920±20 MPa，经 T6 处理后峰值时效参数为 210 °C/18 h，硬度为 920±30 MPa。挤压态经人工时效处理的合金硬度相比于挤压态合金硬度 (750±20 MPa) 都有所提高。图 8 所示为挤压态 AZ631M 经峰值 T6 和 T5 处理的拉伸曲线，从图中我们可以看出热处理可以明显地改善挤压态 AZ631M 镁合金的力学性能，经 T6 处理的合金抗拉强度 (~390 MPa) 相比于挤压态 (~331 MPa) 提高了~18%，伸长

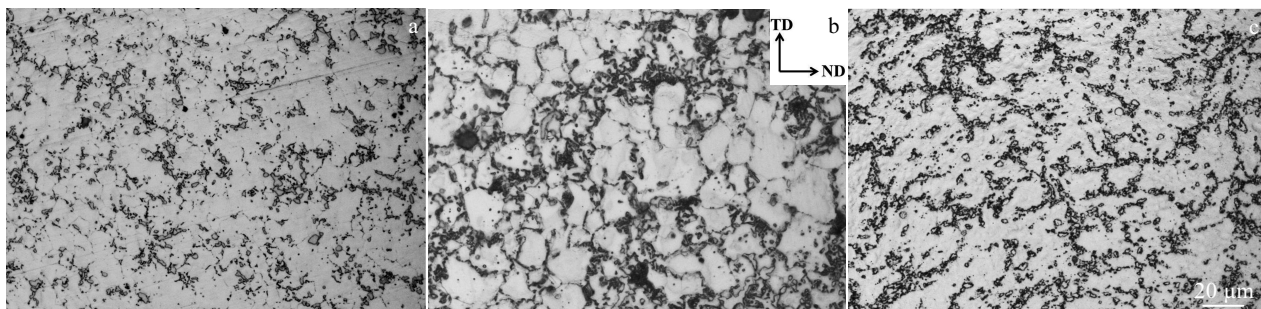


图 4 挤压比为 32 时不同挤压温度的 AZ631M 镁合金显微组织

Fig.4 Microstructures of AZ631M magnesium alloy with extrusion ratio of 32 at different extrusion temperatures:

(a) 200 °C, (b) 250 °C, and (c) 300 °C

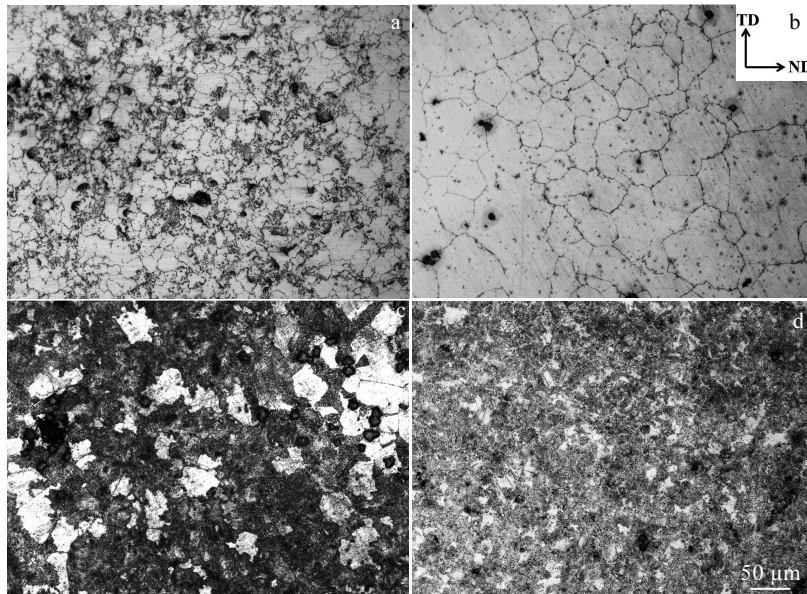


图 5 不同热处理的 AZ631M 镁合金的显微组织

Fig.5 Microstructures of AZ631M magnesium alloy with different heat treatment: (a) as-extruded, (b) T4, (c) T6, and (d) T5

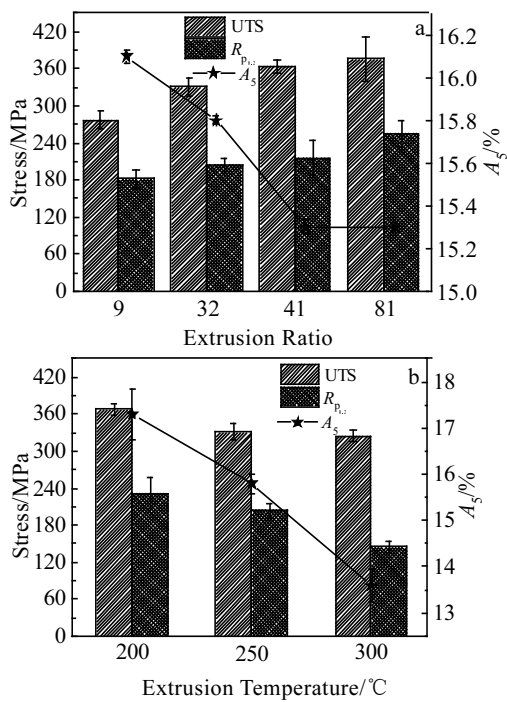


图 6 不同挤压工艺获得的 AZ631M 镁合金的力学性能

Fig.6 Mechanical properties of as-extruded AZ631M magnesium alloy with different extrusion ratios (a) and extrusion temperatures (b)

率下降了~40%。挤压态 AZ631M 经峰值 T5 处理的镁合金其抗拉强度 (350 MPa) 相比于挤压态 (~331 MPa) 提高了~5%，伸长率下降了~28%。结合不同热处理态

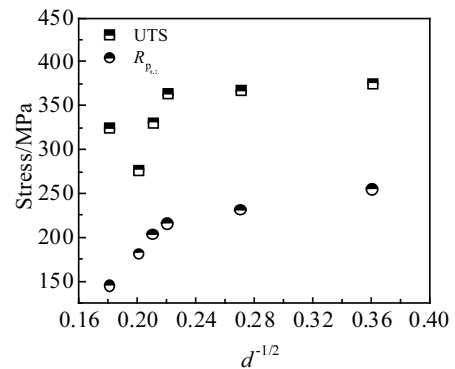


图 7 挤压态 AZ631M 镁合金的强度和平均晶粒尺寸关系  
Fig.7 Relationship between the strength and the average grain size of as-extruded AZ631M magnesium alloy

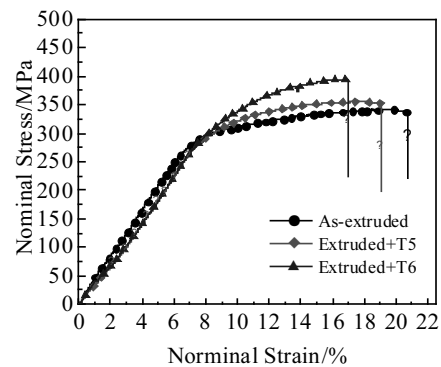


图 8 不同热处理后 AZ631M 镁合金的拉伸应力-应变曲线  
Fig.8 Tensile stress-strain curves of as-extruded AZ631M magnesium alloy

的金相组织 (图 5), 我们可以发现合金经过热挤压后晶粒尺寸明显减小, 但是析出相并不多, 然后我们进行了固溶处理基本上第二相全部溶进基体  $\alpha$ -Mg 中并且晶粒发生了长大, 而在进行时效处理后第二相大量析出。T6 处理的合金也是一样的, 在经过时效处理后第二相大量析出。因此我们可以得出结论: 和不同挤压温度和挤压比对 AZ631M 镁合金强化机制不同的是挤压后进行时效热处理的强化机制主要为析出强化。并且经 T6 处理的镁合金的强度高于 T5 处理态合金的强度, 伸长率是 T5 态高于 T6 态, 这有可能是由于第二相的含量、分布和形貌所导致的。关于这一点我们将做进一步研究。

2.2.2 高温压缩力学性能

图 9 所示为挤压态 AZ631M(挤压参数: 挤压温度为 250 °C, 挤压比为 32, 坯料温度为 350 °C, 挤压速度为 60 mm/min)经不同温度和不同初始应变速率的热压缩曲线。从图 9 中可以看出在其它条件相同的情况下, 随着压缩初始应变速率的降低其峰值应力减小。同样的随着压缩温度的降低其峰值应力减小。从图中我们能够看出, 流变应力软化在峰值应力之后, 这主要是由于在变形过程中的动态再结晶<sup>[26]</sup>。在低应变速率 ( $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) 下, 当流变应力达到峰值时立即进入稳态流变, 且稳态流变应力值为峰值应力。与之不同的是在高初始应变速率 ( $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ) 和中等初始

应变速率 ( $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) 下, 当流变应力达到峰值时先缓慢减小, 然后进入稳态流变, 并且稳态流变应力值小于峰值应力。

动态材料模型(DMM)经常被用来构建热加工图, 根据材料动态材料模型的观点, 材料在塑性变形过程中单位体积内吸收的总功率  $P$  是由两部分构成, 耗散量 ( $G$ ) 和耗散协量 ( $J$ ), 如式 (1) 所示<sup>[18]</sup>。

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (1)$$

在一定条件下, 流变应力计算公式如式 (2) 所示。

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (2)$$

其中  $K$  是材料常数,  $m$  是应变速率敏感系数,  $m$  可以表达为式 (3)。

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}} \quad (3)$$

对于不同变形条件下耗散协量  $J$ , 可以表示为式 (4)。

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{m\sigma\dot{\epsilon}}{m+1} \quad (4)$$

当我们把材料看成理想的耗散体时, 应变速率敏感系数  $m=1$  并且此时的  $G=J$ 。那么对于非理想的耗散体, 耗散效率能够表达为式 (5)。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{m\sigma\dot{\epsilon}/(m+1)}{\sigma\dot{\epsilon}/2} = \frac{2m}{m+1} \quad (5)$$

功率耗散效率随着温度和应变速率的变化构成了

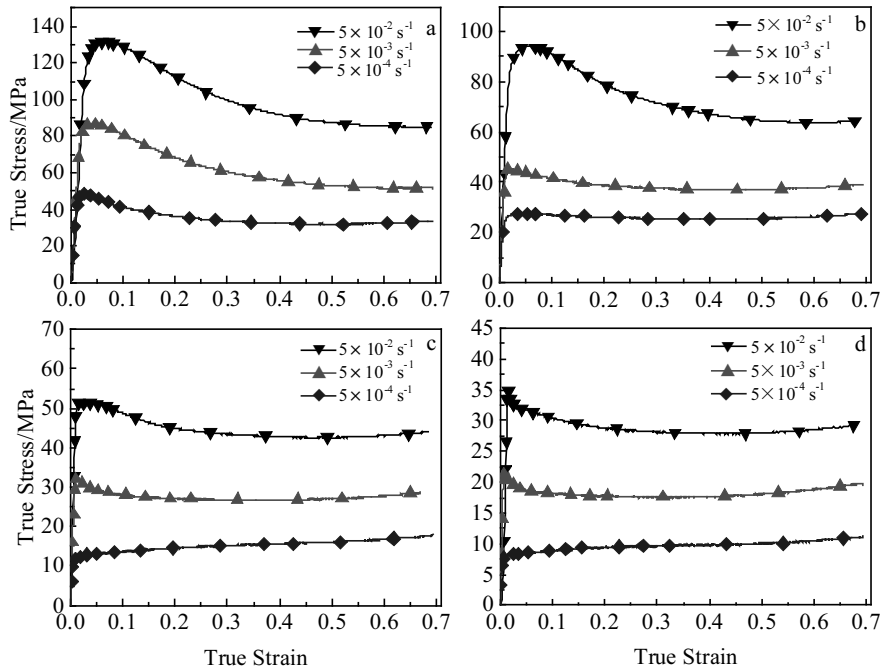


图 9 不同温度不同初始应变速率下 AZ631M 镁合金的压缩应力-应变曲线

Fig.9 Compression stress-strain curves of as-extruded AZ631M magnesium alloy with different initial strain rates at various temperatures: (a) 300 °C, (b) 350 °C, (c) 400 °C, and (d) 450 °C

功率耗散图，功率耗散图可以用来分析和解释不同区域的变形机理。但是只凭借功率耗散图来确定最优热成形工艺参数是不够的，因此材料失稳图的绘制是很有必要的。失稳判据被建立如式 (6) [21]。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{d \ln(m/m+1)}{d \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (6)$$

图 10 所示为 AZ631M 在不同热压缩条件下的热加工图，图 10a, 10c 是挤压态 AZ631M 热加工图，图 10b, 10d 是铸态 AZ631M 热加工图 [27]，图中深灰色区域代表失稳区，等高线代表相同的功率耗散，线上标明的数字代表合金在对应变形条件（变形温度和变形速率）下的耗散效率因子。根据加工图理论金属材料的加工图存在几个可以安全加工的域，一般来说安全域描绘的为原子机制，包括动态再结晶，动态回复和超塑性等；危险域包括有在硬微粒处的韧性断裂、楔形断裂、晶间断裂、沿微粒断裂等；失稳域包括机械孪晶、局部流变、绝热剪切带、流变转动和动态应变时效等。对于镁合金而言其发生动态再结晶的功率耗散效率在 30%~40%之间 [28]，图 10 反映了对于挤压态 AZ631M 镁合金在应变为 0.3 和 0.5 时材料未发生失稳，安全区域为变形温度为 300~450 °C，初始应变速率为  $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 。对于铸态材料的安全区域为变形温度 300~350 °C、450 °C 附近的低初始应变速

率区和变形温度 350~450 °C，初始应变速率  $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  区。随着应变量的增加，对于 AZ631M 镁合金最大功率耗散效率变小，挤压态 AZ631M 都未发生失稳，但是对于铸态 AZ631M 镁合金在应变速率为  $2.5 \times 10^{-3} \sim 5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，变形温度为 300~350 °C 和 400 °C 附近都出现了失稳，并且低温失稳区明显变大，这主要可能是因为在高应变速率下，变形产生的热量来不及扩散而导致局部温度升高，然后引起局部塑性流动继而产生裂纹 [29]。根据 Xia 等 [6] 对挤压态 Mg-Zn-Y-Zr 镁合金热变形行为的研究表明，细晶结构会加速动态再结晶和增强晶界滑移进而提高了合金在低温高应变速率区的可加工性能，挤压之后形成的基面织构也会提高材料的动态再结晶进而提高了合金在高温区的可加工性能 [24]。

从 10a, 10c 中我们可以看出当变形温度为 300~370 °C 时，随着初始应变速率的增加耗散效率增加，当变形温度为 370~450 °C 时随着初始应变速率的增加耗散效率减小。对比铸态合金加工图 10b, 10d，在变形温度范围内从 300 到 450 °C，随着初始应变速率的增加耗散效率都变小并且在较低温度下耗散效率减小的速度要大于较高温下的，以至于在 300~350 °C 耗散效率更早下降到 0.3 以下，材料出现流变失稳。综上所述，通过挤压成形 AZ631M 镁合金的可加工性

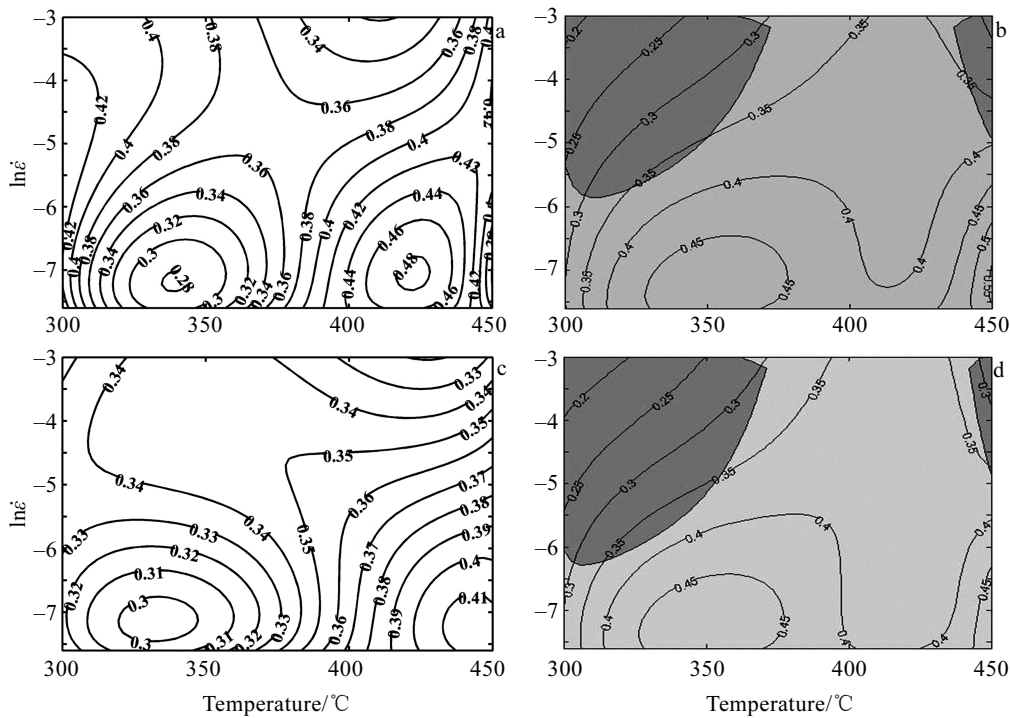


图 10 不同热压缩条件下挤压态和铸态 AZ631M 镁合金加工图

Fig.10 Processing map of as-extruded (a, c) and as-cast (b, d) AZ631M magnesium alloy with different compression strains: (a, b)  $\epsilon=0.3$  and (c, d)  $\epsilon=0.5$

能得到明显改善,在较低温度 300~370 °C 耗散效率随着初始应变速率的增加而增加。挤压态 AZ631M 镁合金最优热加工区域为变形温度为 400~450 °C,初始应变速率  $5 \times 10^{-4} \sim 1.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。

### 3 结 论

1) AZ631M 镁合金临界挤压比约为 32,当挤压比大于 32 时,随着挤压比的增大晶粒细化效果明显。

2) 挤压态 AZ631M 镁合金经 T6 处理(固溶 420 °C/8 h,时效 210 °C/18 h)的尤佳。经 T6 处理后合金的抗拉强度达到 390 MPa,伸长率为 9%。

3) 经挤压 AZ631M 镁合金晶粒尺寸得到明显细化,细晶结构加速动态再结晶和增强晶界滑移致使合金可加工性能得到明显改善,可加工区域变大,最优加工区域为温度 400~450 °C,初始应变速率  $5 \times 10^{-4} \sim 1.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。

#### 参考文献 References

- [1] Chen Y J, Wang Q D, Peng J G *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 182(1-3): 281
- [2] Lu Liwei(卢立伟), Yin Zhenru(尹振入), Zhao Jun(赵俊) *et al.* *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2016, 39(3): 29
- [3] Chang S Y, Nakagaido T, Hong S K *et al.* *Materials Transactions*[J], 2001, 42(7): 1332
- [4] Yin D D, Wang Q D, Gao Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(5): 1696
- [5] Pang S, Wu G H, Liu W C *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(2): 363
- [6] Xia X S, Chen Q, Huang S H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 644: 308
- [7] Meza-García E, Bohlen J, Yi S *et al.* *Materials Today: Proceedings*[J], 2015, 2(S1): 19
- [8] Jiang B, Liang G A O, Huang G J *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18(S1): 160
- [9] Liang Shujin(梁书锦), Wang Xin(王欣), Liu Zuyan(刘祖岩) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(7): 1276
- [10] Kong Xiangfeng(孔祥峰), Quan Gaofeng(权高峰), Yang Chaofan(杨超凡). *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2011, 34(3): 49
- [11] Roy S, Kannan G, Suwas S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 624: 279
- [12] Wang X J, Wu K, Zhang H F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 465(1-2): 78
- [13] Liu Y, Cai S L, Dai L H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 878
- [14] Liang S J, Liu Z Y, Wang E D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 499(1-2): 221
- [15] She J, Pan F, Zhang J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2016, 657: 893
- [16] Jiang L, Zhang D, Dong Y *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 2015, 31(9): 1088
- [17] He Yunbin(何运斌), Pan Qinglin(潘清林), Liu Xiaoyan(刘晓艳) *et al.* *Materials Science and Technology*(材料科学与工程)[J], 2011, 19(3): 1
- [18] Liu Juan(刘娟), Cui Zhengshan(崔振山), Li Congxin(李从心). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2008, 18(6): 1020
- [19] Wang Yueqi(王跃琪). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2011
- [20] Shahzad M, Janeček M, Wagner L. *International Journal of Materials Research*[J], 2009, 100(3): 370
- [21] Park S H, You B S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 637: 332
- [22] Sui Mei(隋美). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Changchun: Changchun University of Technology, 2012
- [23] Zhong Hao(钟皓), Zhang Hui(张慧), Weng Wenpin(翁文凭) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2006, 31(8): 79
- [24] Thirumurugan M, Kumaran S. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(6): 1595
- [25] Murai T, Matsuoka S, Miyamoto S *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 141(2): 207
- [26] Kwak T Y, Lim H K, Kim W J. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 644: 645
- [27] Su Xinxin(苏鑫鑫). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2015
- [28] Wang Yingxin(王迎新). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2006
- [29] Sarebanzadeh M, Mahmudi R, Roumina R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 637: 155

## Microstructure and Hot Deformation Behavior of As-extruded AZ631M Magnesium Alloy

Dang Jingtao, Jiang Zhuzhong, Ren Lingbao, Yin Dongdi, Quan Gaofeng  
(Key Laboratory for Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education of China,  
Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

**Abstract:** The influences of different extrusion ratios and extrusion temperatures (holder temperature) on grain size and mechanical properties of AZ631M magnesium alloy were investigated and then the optimal aging treatment parameters and heat processing parameters of as-extruded AZ631M were studied. The extrusion experiments were performed with the extrusion ratio of 9, 32, 41, 81 and the extrusion temperature of 200, 250, 300 °C. T5 and T6 heat treatment were used to develop mechanical properties and the heat processing map were depicted at the temperature ranging from 300 °C to 450 °C with initial strain rate from  $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  to  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . The results reveal that with the decreasing extrusion temperature from 300 °C to 200 °C, the grain size decreases from 31  $\mu\text{m}$  to 14  $\mu\text{m}$ , the ultimate tensile strength (UTS) and the elongation increase from 325 MPa to 368 MPa, 13.6% to 17.3%, respectively. With the increasing extrusion ratio from 9 to 81, the average grain size refines from 24  $\mu\text{m}$  to 8  $\mu\text{m}$ , the UTS increases from 277 MPa to 376 MPa and the elongation decreases from 16.1% to 15.3%. After T6 treatment (420 °C/8 h + 210 °C/18 h), the UTS of as-extruded AZ631M increases by 18%, up to 390 MPa and the elongation decreases by 40% compared with the as-extruded alloy (extrusion ratio: 32, extrusion temperature: 250 °C). The optimum heat processing parameters of as-extruded AZ631M are at the temperature of 400~450 °C and the initial strain rate of  $5 \times 10^{-4} \sim 1.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

**Key words:** AZ631M magnesium alloy; extrusion temperature; extrusion ratio; aging treatment; mechanical properties; heat processing map

---

Corresponding author: Quan Gaofeng, Ph. D, Professor, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, P. R. China, Tel: 0086-28-87634673, E-mail: quangf@gmail.com