

微量 Y(0.2%)对铸造 Mg-Sn 合金热变形行为影响

杨秋荣¹, 曾 迎¹, 周明扬¹, 黄广号¹, 任凌宝¹, 陆嘉伟¹, 尹冬弟¹, 蒋 斌²

(1. 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)

(2. 重庆大学 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400044)

摘 要: 采用 MTS-CMT5105 电子万能试验机, 在温度为 250~400 °C、初始应变速率为 10^{-4} ~ 10^{-1} s⁻¹, 最大变形量为 40% 的条件下, 对铸态 Mg-2.5Sn(质量分数, %)和 Mg-2.5Sn-0.2Y(质量分数, %)合金进行压缩变形。结合真应力-应变曲线、峰值应力、显微组织、本构方程、DMM 加工图, 研究了微量 Y (0.2%) 对铸造 Mg-Sn 合金热变形行为的影响。结果表明: 微量 Y 的添加, 在较低应变速率时, 会使 Mg-Sn 合金热压缩峰值应力增加 30% 以上; 但在较高应变速率时, 却对其影响不大。会改变合金塑性变形机制的控制方式, 即由扩散控制变为位错的滑移和攀移, 会抑制动态再结晶, 会降低功率耗散系数, 扩大加工失稳区。

关键词: 微量 Y; Mg-Sn 合金; 热变形行为; 变形机制; 加工图

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)07-2275-09

镁合金因比强度高、良好的散热性和减震性等优点在交通工具、3C、航空航天和医药化工领域引起广泛关注。近年来已对 Mg-Zn 系和 Mg-Al 系合金进行过系统而深入的研究^[1-7], 其中 AZ31 和 AZ91 已应用于商业生产。与此同时, Liu 等^[8]指出, Mg-Sn 系合金较 Mg-Zn 和 Mg-Al 系合金具有更小的凝固温度区间, 更少的缩松和裂纹等铸造缺陷, 更好的高温抗蠕变性。Cheng 等^[9]指出, Mg-Sn 系合金较 Mg-Zn 和 Mg-Al 系合金具有更好的热稳定性, 特别是在高速挤压变形中具有更低的热脆性。因此, Mg-Sn 系合金逐渐被认为具有很大研究价值的新型镁合金。

研究表明, 在镁合金中添加稀土元素 (Ce、Nd、Y、Er、Sc 等) 会显著改善其室温和高温力学性能^[10]。Zhao 等^[11]研究了 Y (0.0%、0.5%、1.2%, 质量分数) 的添加对 AZ91D 合金微观组织和力学性能的影响, 发现 Y 的添加, 会改善晶粒尺寸和第二相相貌, 提高合金的拉伸屈服强度和延伸率。Qi 等^[12]研究了 Y (0.0%、0.7%、2.0%、3.0%、6.0%, 质量分数) 的添加对 Mg-Zn-Mn 合金微观组织和力学性能的影响, 发现 Y 的添加, 会促使高温稳定相形成, 提高共晶温度, 显著提升合金拉伸屈服强度和延伸率。Li 等^[13]研究了 Y (0.2%, 质量分数) 的添加对 Mg-Nd-Zn-Zr 合金组织析出和强化效应的影响, 发现微量 Y 的添加, 会促使 Nd、Zn 原子团聚形成高密度的新相, 提升硬度和拉伸

屈服强度。但是, Y 的添加对 Mg-Sn 系合金影响的相关研究工作还尚且不足。

立足以上研究背景, 本研究以不同变形参数 (温度和应变速率) 压缩后的 Mg-2.5Sn 和 Mg-2.5Sn-0.2Y 合金作为研究对象。首先, 依据 2 种合金热压缩过程的流变曲线, 分析不同的热变形参数下, 微量 Y 的添加对 Mg-Sn 合金流变应力的影响; 其次, 结合显微组织, 讨论微量 Y 的添加对 Mg-Sn 合金动态再结晶行为的影响; 再次, 建立高温塑性变形的本构方程, 研究微量 Y 的添加对 Mg-Sn 合金变形观激活能的影响; 最后, 构建 2 种合金的热加工图, 探究微量 Y 的添加对 Mg-Sn 合金可加工性的影响。以期能为开发高性能的 Mg-Sn-Y 合金提供理论基础和实验参考。

1 实 验

铸态 Mg-2.5Sn (质量分数, %) 和 Mg-2.5Sn-0.2Y (质量分数, %) 是用工业纯镁 (99.99%)、纯锡 (99.90%) 和中间合金 Mg-30Y (质量分数, %) 在井式电阻炉中熔炼而成。使用 CO₂ 和 SF₆ 作为保护气体。利用电感耦合等离子光谱发生仪 (ICP) 测得铸锭的化学成分如表 1 所示。将合金铸锭在 500 °C 下进行 10 h 的均匀化处理, 经机械加工制取直径 10 mm、高 15 mm 圆柱形压缩试样。利用 MTS-CMT5105 电子万能试验机做单轴压缩试验, 压缩温度范围为 250~400 °C, 应变

收稿日期: 2018-07-10

基金项目: 中央高校基本科研业务费科技创新项目 (2682016CX072); 四川省国际科技合作与交流研发项目 (18GJHZ0073)

作者简介: 杨秋荣, 男, 1990 年生, 硕士生, 西南交通大学, 四川 成都 610031, 电话: 028-87634673, E-mail: qiurongyang@my.swjtu.edu.cn

表 1 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the alloys (wt%)		
Alloy	Sn	Y
Mg-2.5Sn	2.45	-
Mg-2.5Sn-0.2Y	2.33	0.18

速率范围为 $10^{-4} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, 最大变形量为 40%。为减少摩擦, 试验前在压头和试样的接触面上涂抹高温润滑油和石墨的混合物。压缩结束后, 立即放入水中淬火处理以保留变形组织原貌。在平行于压缩方向上, 用砂纸打磨出一个平面, 先粗磨后精磨, 随后机械抛光至镜面。用乙醇+硝酸+醋酸混合液腐蚀 3 s, 然后使用 Zeiss 光学显微镜(OM) 和 QuantaFEG250 场发射扫描电镜(SEM) 进行显微组织观察。采用截线法统计晶粒尺寸。使用 Panalytical X 射线衍射仪(XRD)进行物相分析。

2 结果和讨论

2.1 微量 Y 的添加对 Mg-Sn 合金铸态组织的影响

图 1a 和图 1b 分别为 Mg-2.5Sn 和 Mg-2.5Sn-0.2Y 合金热压缩变形前铸态组织。由于在凝固过程中, 冷却速度较快使固相和液相原子扩散过程不一致, 导致 2 种合金均存在大量树枝晶组织^[8]。对比发现, 添加微量 Y 对 Mg-2.5Sn 合金铸态组织影响较大。由图 1a 可知, Mg-2.5Sn 合金晶粒尺寸为 $(511 \pm 26) \mu\text{m}$; 枝晶主干细长, 二次枝晶间距为 $(15 \pm 2) \mu\text{m}$ 。Y 的添加使 Mg-2.5Sn 合金晶粒和枝晶粗化, 如图 1b 所示, 枝晶主干变粗, 二次枝晶间距增大至 $(29 \pm 3) \mu\text{m}$ 。

2.2 微量 Y 的添加对 Mg-Sn 合金峰值应力的影响

图 2 为不同变形条件下压缩时试验合金的真应力-应变曲线。图 3 为合金在不同变形条件下的峰值应力。

由图 2 可知, 2 组合金流变应力随压缩温度的升高或者应变速率的减小而降低。流变曲线出现动态再结晶特征, 即存在峰值应力和稳态流变现象。在高温

压缩过程中, 位错的堆积和缠结不能通过动态回复得到有效的缓解, 导致合金位错密度急剧升高, 应变能不断累积, 进而促进动态再结晶的发生。对比图 2e 和图 2f、图 2g 和图 2h 发现, 2 组合金的流变曲线在较高变形温度和较低应变速率 ($350 \sim 400 \text{ }^\circ\text{C}$ 和 $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 时有较大差异。即微量 Y 的添加, 会导致流变曲线呈现出更加明显的过渡阶段和软化阶段, 达到峰值应力的应变增加。此外, Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在 $250 \text{ }^\circ\text{C}$ 压缩时, 均发生断裂。

由图 3b、3c、3d 可知, 在应变速率分别为 10^{-2} 、 10^{-3} 、 10^{-4} s^{-1} 时, 微量 Y 的添加使合金热压缩峰值应力增加 30% 以上; 但由图 3a 可知, 在较高应变速率 10^{-1} s^{-1} 时, 微量 Y 的添加却对合金热压缩峰值应力影响不大。

2.3 微量 Y 的添加对 Mg-Sn 合金动态再结晶的影响

图 4 为热压缩变形后的变形组织, 观察面平行于压缩方向。图 4a、4c 和 4e 分别为 Mg-2.5Sn 合金在 $250 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-1} \text{ s}^{-1}/20\%$ 、 $250 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-3} \text{ s}^{-1}/40\%$ 和 $400 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-3} \text{ s}^{-1}/40\%$ 热压缩变形后的 OM 照片。图 4b、4d 和 4f 分别为 Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在 $250 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-1} \text{ s}^{-1}/20\%$ 、 $250 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-3} \text{ s}^{-1}/40\%$ 和 $400 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-3} \text{ s}^{-1}/40\%$ 热压缩变形后的 OM 照片。图 5a 和 5b 分别为 Mg-2.5Sn 和 Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在 $400 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-3} \text{ s}^{-1}/40\%$ 热压缩变形后的 SEM 照片。图 6a 和 6b 分别为 Mg-2.5Sn 和 Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在 $400 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-3} \text{ s}^{-1}/40\%$ 热压缩变形后的 XRD 图谱。

由图 4a 可知, Mg-2.5Sn 合金在 $250 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 压缩后产生大量孪晶 (Twin); 由图 4b 可知, Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在相同压缩参数下并未产生大量孪晶而是出现沿压缩方向成 45° 的剪切带 (Shear band)。由图 4c 可知, Mg-2.5Sn 合金在 $250 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 压缩后局部发生动态再结晶, 再结晶晶粒尺寸为 $(12 \pm 3) \mu\text{m}$ 。由图 4e 可知, 当压缩速率 10^{-3} s^{-1} 不变, 温度升高到 $400 \text{ }^\circ\text{C}$

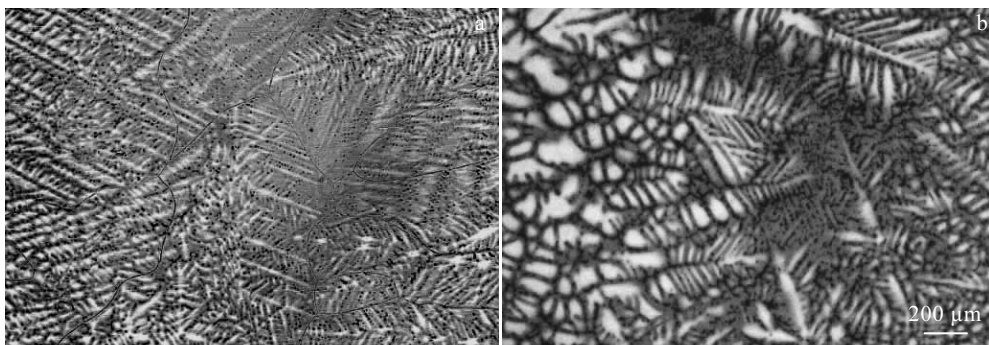


图 1 试验合金在热压缩前的微观组织

Fig.1 Microstructures of test alloys before hot compression: (a) Mg-2.5Sn and (b) Mg-2.5Sn-0.2Y

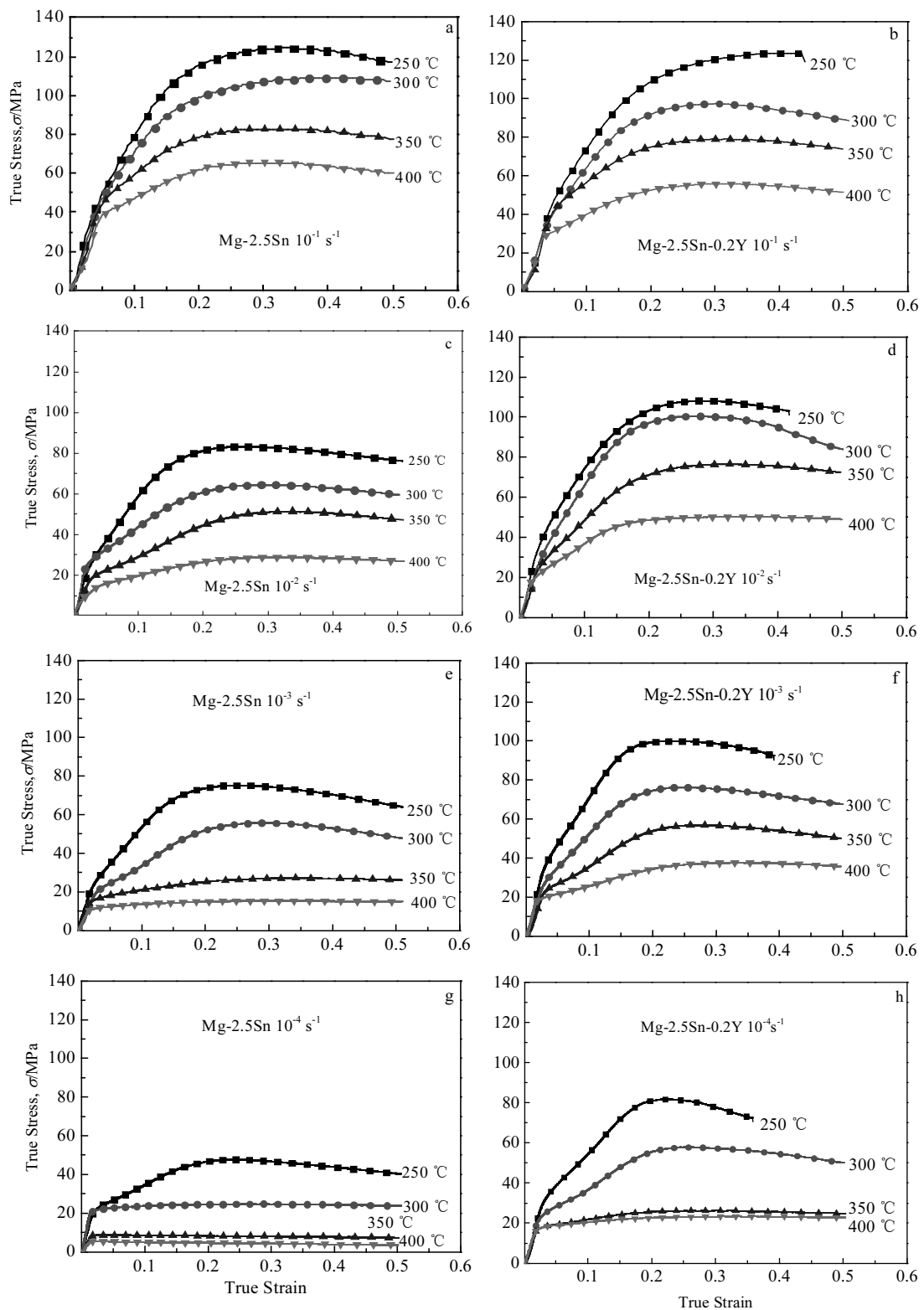


图 2 不同变形条件下压缩试验合金的真应力-应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves of test alloys obtained from hot compression under different conditions: (a) Mg-2.5Sn, 10^{-1} s^{-1} ; (b) Mg-2.5Sn-0.2Y, 10^{-1} s^{-1} ; (c) Mg-2.5Sn, 10^{-2} s^{-1} ; (d) Mg-2.5Sn-0.2Y, 10^{-2} s^{-1} ; (e) Mg-2.5Sn, 10^{-3} s^{-1} ; (f) Mg-2.5Sn-0.2Y, 10^{-3} s^{-1} ; (g) Mg-2.5Sn, 10^{-4} s^{-1} ; (h) Mg-2.5Sn-0.2Y, 10^{-4} s^{-1}

时, 原始粗大的晶粒几乎完全消失, 动态再结晶区域扩大, 面积覆盖率超过 95%, 再结晶晶粒均匀分布, 尺寸长大到 $(45 \pm 5) \mu\text{m}$ 。由图 4d 可知, Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在 $250 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 热压缩变形后, 产生大量孪晶, 并且局部出现裂纹 (Crack), 而未出现动态再结晶晶粒。由图 4f 可知, 当压缩速率 10^{-3} s^{-1} 不变, 温度升高到 $400 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 局部发生动态再结晶, 再结晶晶粒尺寸为 $(8 \pm 2) \mu\text{m}$ 。

通过图 4 中合金压缩后的显微组织, 可推测二者在相同变形条件下的动态再结晶现象为 Mg-2.5Sn: 孪晶-局部动态再结晶-完全动态再结晶; Mg-2.5Sn-0.2Y: 剪切带-孪晶-局部动态再结晶。对比发现, 微量 Y 的添加会延迟 Mg-Sn 合金动态再结晶进程, 即抑制 Mg-Sn 合金进行动态再结晶。文献报道^[14, 15], 镁合金动态再结晶软化作用会显著削弱加工硬化作用。相对于 Mg-2.5Sn, 后者的动态再结晶软化作用被抑制, 加工硬化使流变应力持续上升, 导致峰值应力增加, 与图 2 中流变曲线相互印证。但是, 在应变速率为 10^{-1} s^{-1} 时, 由于整个变形时间极短, 微量 Y 对合金热压缩峰值应力影响不明显。

如图 5 所示, 箭头标示出的物质为扫描电镜观察到合金在 $400 \text{ }^\circ\text{C}/10^{-3} \text{ s}^{-1}/40\%$ 热压缩变形后的第二相。

结合图 6 中 2 种合金的 XRD 图谱结果可知, 图 5a 中第二相为 Mg_2Sn , 图 5b 中第二相有 Mg_2Sn 和 Sn_3Y_5 。

2.4 微量 Y 的添加对 Mg-Sn 合金塑性变形控制机制的影响

镁合金发生塑性变形, 也是热激活的过程。研究镁合金的变形表现观激活能, 能为探讨其变形机制提供基础, 是制定合金热加工工艺的重要依据。合金高温变形时的流变应力 σ 与变形温度 T 、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 之间存在密切关系。本研究采用 Sellars^[16] 等提出的双曲线正弦形式改良的 Arrhenius 公式来建立合金在高温塑性变形的本构方程:

$$A[\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] = Z \quad (1)$$

在低应力水平下, 式 (1) 可近似表示为指数关系:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (2)$$

在高应力水平下, 式 (1) 可近似表示为幂指数关系:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (3)$$

式中: A_1 、 A_2 、 A 、 n_1 、 α 和 β 均是常数, 且与温度无关; R 为摩尔气体常数; T 为绝对温度; n 为应力指数; Q 为变形表现观激活能; Z 为 Zener-Hollomon 参数; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; σ 为流变应力。一般情况下, α 、 β 和 n_1 之间满足关系式:

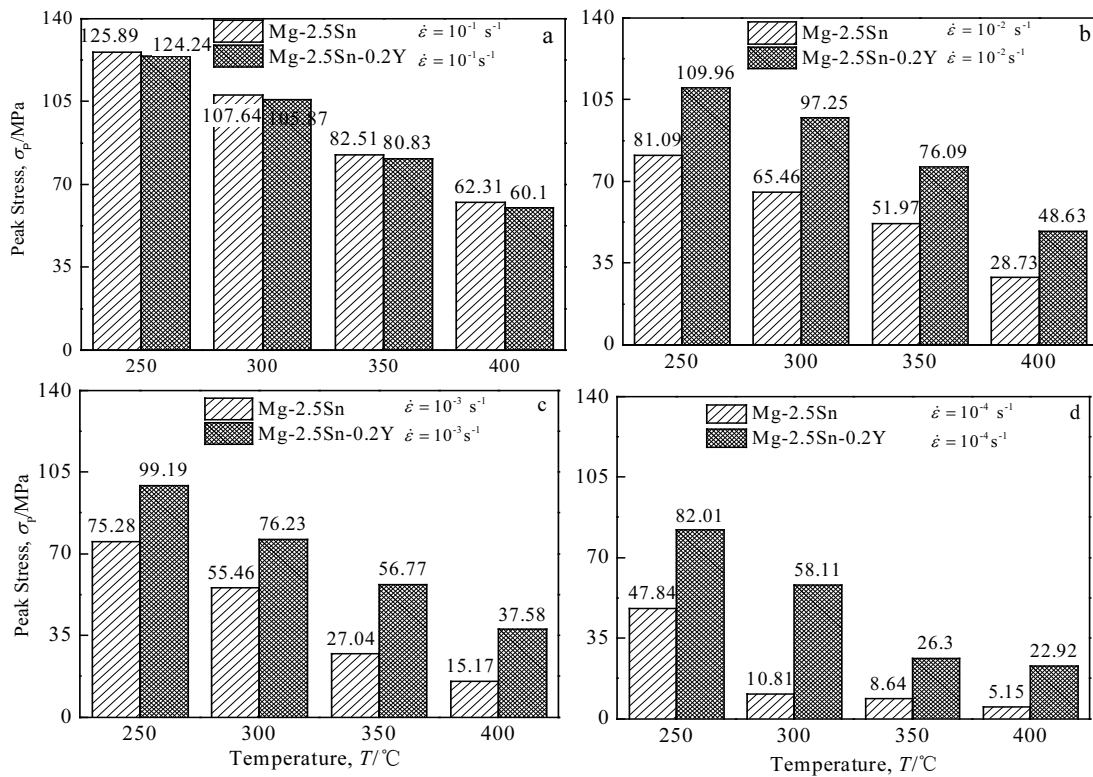


图 3 不同变形条件下压缩时合金的峰值应力

Fig.3 Peak stress of test alloys obtained from hot compression under different conditions: (a) 10^{-1} s^{-1} , (b) 10^{-2} s^{-1} , (c) 10^{-3} s^{-1} , and (d) 10^{-4} s^{-1}

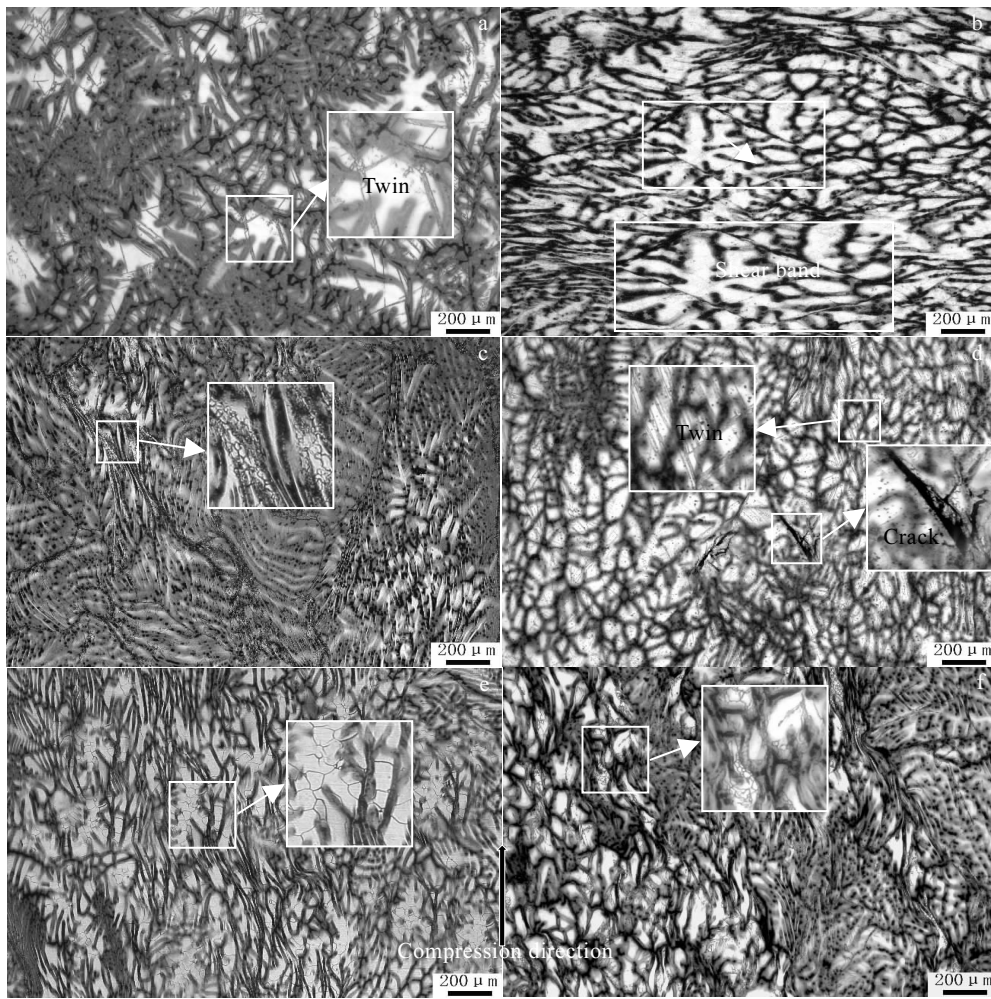


图 4 试验合金在不同变形条件下压缩后的微观组织

Fig.4 Microstructures of test alloys obtained from hot compression under different conditions: (a) Mg-2.5Sn, 250 °C/10⁻¹ s⁻¹/20%; (b) Mg-2.5Sn-0.2Y, 250 °C/10⁻¹ s⁻¹/20%; (c) Mg-2.5Sn, 250 °C/10⁻³ s⁻¹/40%; (d) Mg-2.5Sn-0.2Y, 250 °C/10⁻³ s⁻¹/40%; (e) Mg-2.5Sn, 400 °C/10⁻³ s⁻¹/40%; (f) Mg-2.5Sn-0.2Y, 400 °C/10⁻³ s⁻¹/40%

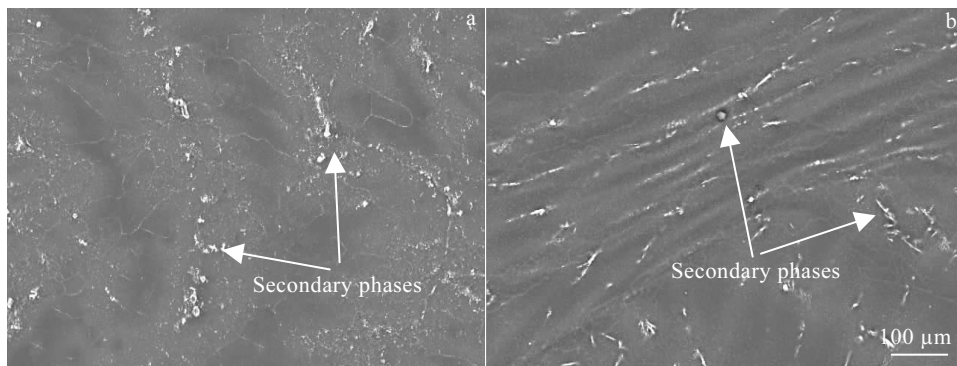


图 5 试验合金在压缩后的 SEM 照片

Fig.5 SEM images of test alloys obtained from hot compression: (a) Mg-2.5Sn 400 °C/10⁻³ s⁻¹/40% and (b) Mg-2.5Sn-0.2Y 400 °C/10⁻³ s⁻¹/40%

$$\alpha = \beta/n_1 \quad (4)$$

McQueen^[17]等根据大量研究结果提出,对于镁合金这类在高温塑性变形过程中容易发生动态再结晶的材料,通常选用峰值应力 σ_p 进行力学性能分析和计算。本研究也采用峰值应力进行拟合。图7和图8分别为Mg-2.5Sn和Mg-2.5Sn-0.2Y本构方程线性关系拟合过程。

图7a为 $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 线性拟合曲线,在低应力水平下,选取350和400℃两条拟合曲线,计算指数 $n_1 = (\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln \sigma_p)_T = 1 / [(0.3234 + 0.3325/2)] = 3.0492$ 。

图7b为 $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 线性拟合曲线,在高应力水平下,选取250和300℃两条拟合曲线,计算系数 $\beta = (\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \sigma_p)_T = 1 / [(11.0367 + 11.8219/2)] = 0.0875$ 。进而,求得参数 $\alpha = \beta/n_1 = 0.0287 \text{ MPa}^{-1}$ 。图7c为 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - \ln \dot{\epsilon}$ 线性拟合曲线,计算应力指数 $n = \left\{ \partial (\ln \dot{\epsilon}) / \partial [\ln \sinh(\alpha \sigma_p)] \right\}_T = 1/0.4011 = 2.493$ 。图7d为 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - T^{-1}$ 线性拟合曲线,计算 $Q = nR \left\{ \partial [\ln \sinh(\alpha \sigma_p)] / \partial (T^{-1}) \right\}_{\dot{\epsilon}} = 2.493 \times 8.314 \times 4927 = 102121 \text{ J/mol}$ 。图7e为 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ 线性拟合曲线,常数A可由拟合直线的截距获得,即

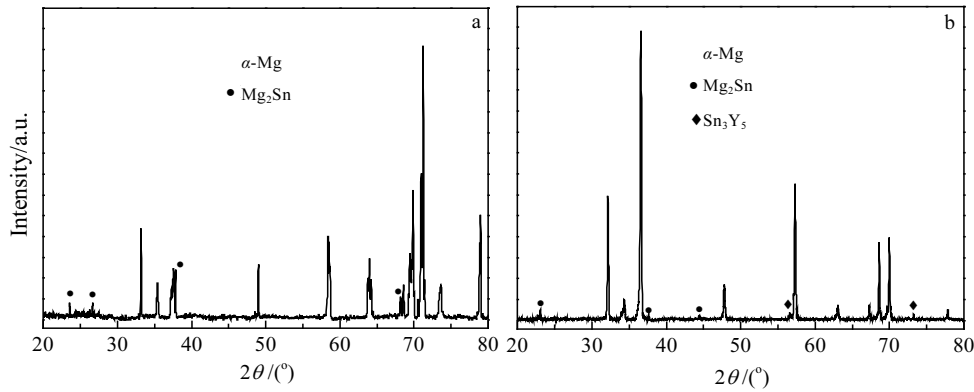


图6 试验合金在压缩后的XRD图谱

Fig.6 XRD patterns of test alloys obtained from hot compression: (a) Mg-2.5Sn, 400 °C/10⁻³ s⁻¹/40% and (b) Mg-2.5Sn-0.2Y, 400 °C/10⁻³ s⁻¹/40%

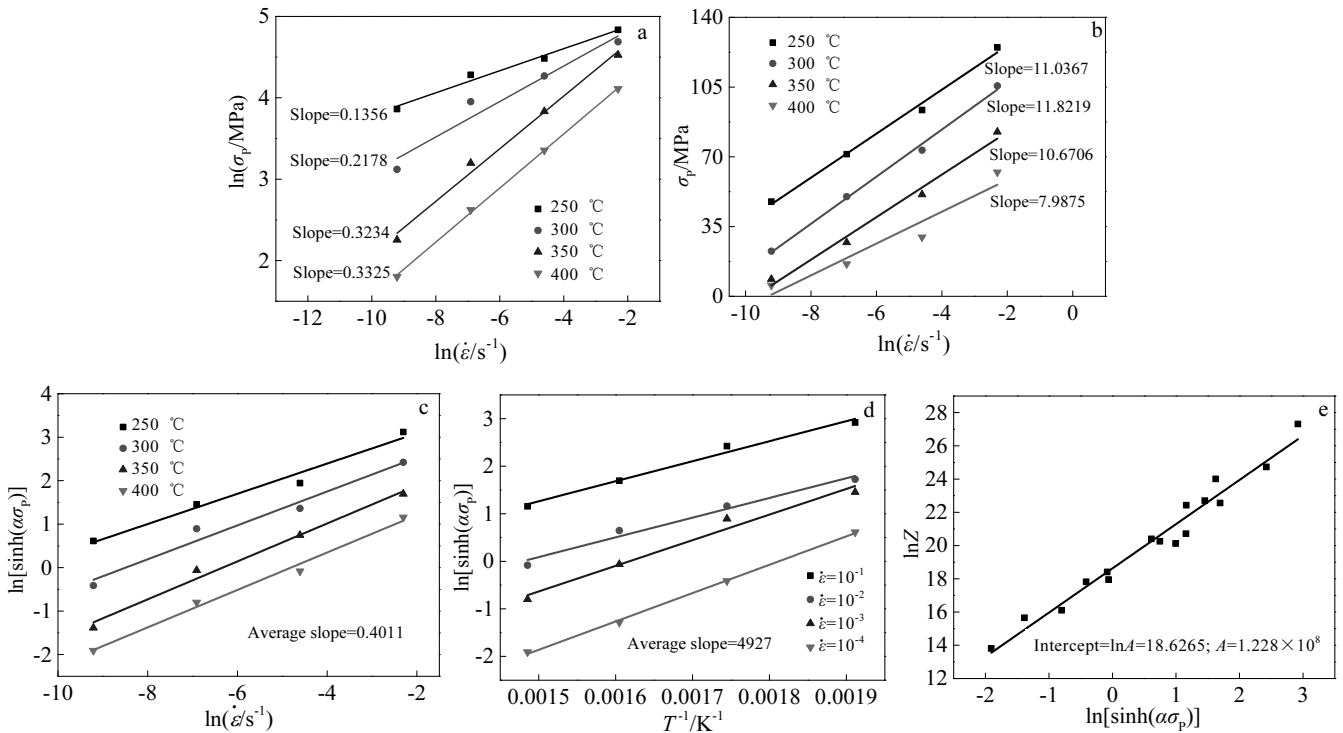


图7 Mg-2.5Sn本构方程拟合过程

Fig.7 Constitutive equation fitting process of Mg-2.5Sn alloy: (a) $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$, (b) $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$, (c) $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - \ln \dot{\epsilon}$, (d) $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - T^{-1}$, and (e) $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$

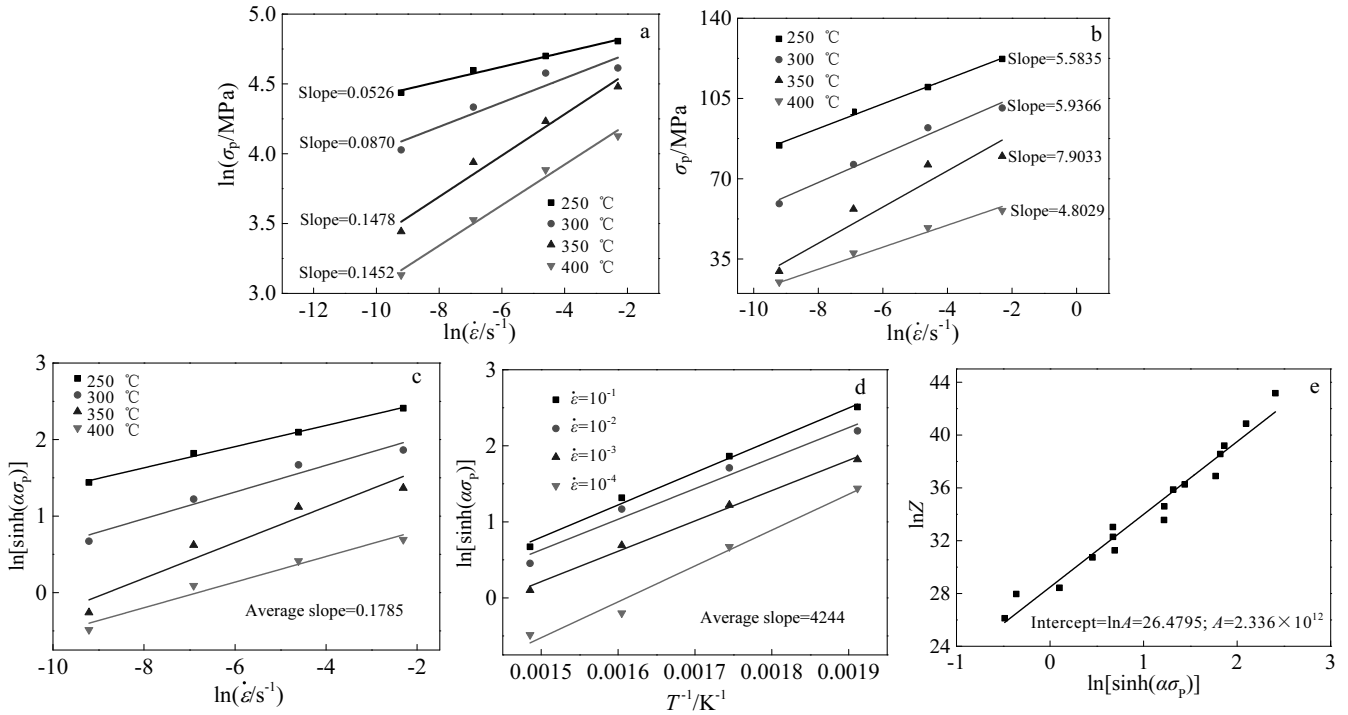


图 8 Mg-2.5Sn-0.2Y 本构方程拟合过程

Fig.8 Constitutive equation fitting process of Mg-2.5Sn-0.2Y alloy: (a) $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$, (b) $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$, (c) $\ln [\sinh(\alpha\sigma_p)] - \ln \dot{\epsilon}$, (d) $\ln [\sinh(\alpha\sigma_p)] - T^{-1}$, and (e) $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma_p)]$

$A = 1.228 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$ 。则铸造 Mg-2.5Sn 合金在 250~400 °C 和应变速率 $10^{-4} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 范围内的热压缩本构方程为：

$$\dot{\epsilon} = 1.228 \times 10^8 [\sinh(0.0287\sigma_p)]^{2.493} \exp\left(\frac{-102121}{RT}\right) \quad (5)$$

如图 8 所示，依照上述流程得到铸造 Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在 250~400 °C 和应变速率为 $10^{-4} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 范围内的热压缩本构方程为：

$$\dot{\epsilon} = 2.336 \times 10^{12} [\sinh(0.0254\sigma_p)]^{5.602} \exp\left(\frac{-197664}{RT}\right) \quad (6)$$

所有实验值与本构方程之间的相对误差小于 20%，其中 95% 实验值与本构方程之间的相对误差小于 9%。2 种合金的应力指数分别为 2.493 和 5.602；变形表观激活能分别为 102 和 197 kJ/mol。表明微量 Y 的添加，显著提高 Mg-Sn 合金的应力指数和变形表观激活能，这是由于 Mg-Sn-Y 合金可以析出 Sn_3Y_5 ，此种物质熔点高热稳定性好，所以在热变形过程中对位错的钉扎作用更加显著^[18]。Galiyev 等^[19]指出，镁的短路扩散激活能和体扩散激活能分别为 92 和 135 kJ/mol。本实验中，Mg-2.5Sn 合金的变形表观激活能为 102 kJ/mol，在镁的短路扩散激活能和体扩散激活能之间，则表明此合金的塑性变形机制由扩散控制；Mg-2.5Sn-0.2Y 合金的热压缩变形表观激活能为 197

kJ/mol，远大于镁的自扩散激活能，则表明此合金的塑性变形机制由位错的滑移和攀移控制^[20,21]。

2.5 微量 Y 的添加对 Mg-Sn 合金可加工性的影响

加工图已广泛应用于金属加工工艺的设计和优化，通过功率耗散图和失稳图叠加而成。加工图从宏观上描述了某特定变形条件下变形机理，能指出在变形加工过程中应该避免的不稳定流变区域，从而获得最佳的可加工参数。本研究根据 Prasad 和 Gegel 等人提出的动态材料模型^[22] (DMM) 构造合金热加工图，研究微量 Y 的添加对 Mg-Sn 合金可加工性的影响。根据 DMM 模型可得功率耗散系数 η ：

$$\eta = 2m/m + 1 \quad (7)$$

式中， m 为应变速率敏感性指数，表示为：

$$m = \partial(\ln \sigma) / \partial(\ln \dot{\epsilon}) \quad (8)$$

Ziegler 失稳判据：

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \{ \ln [m / (m + 1)] \}}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} + m < 0 \quad (9)$$

式中， ξ 表示失稳参数，在负值区域出现流变失稳。在计算功率耗散系数和失稳参数时，在恒定温度下，采用最小二乘三次多项式对数据进行拟合，即 $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ 的数值关系可以用以下多项式表示：

$$\lg \sigma = a + b \lg \dot{\epsilon} + c (\lg \dot{\epsilon})^2 + d (\lg \dot{\epsilon})^3 \quad (10)$$

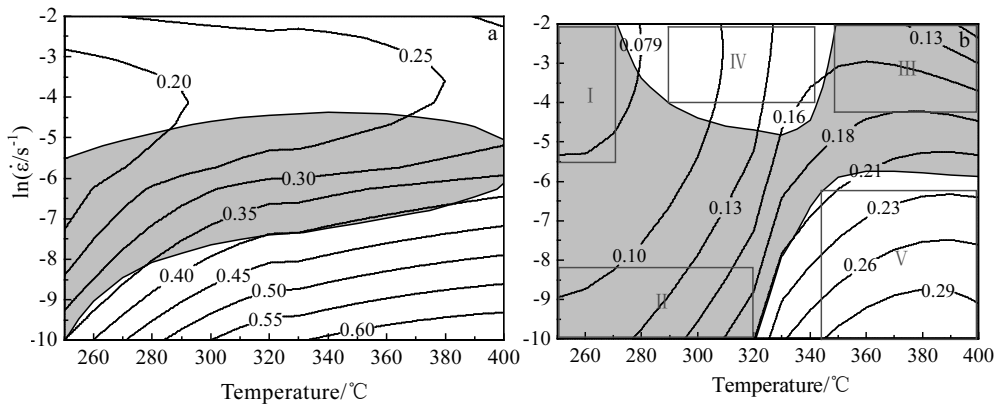


图 9 真应变为 0.3 时试验合金的加工图

Fig.9 Processing maps at true strain of 0.3: (a) Mg-2.5Sn and (b) Mg-2.5Sn-0.2Y

式中, a 、 b 、 c 、 d 均为常数。则

$$m = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} = \frac{\partial(\lg \sigma)}{\partial(\lg \dot{\epsilon})} = b + 2c \lg \dot{\epsilon} + 3d (\lg \dot{\epsilon})^2 \quad (11)$$

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial\{\ln[m/(m+1)]\}}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} + m = \frac{2c + 6d(\lg \dot{\epsilon})}{m(m+1)\ln 10} + m \quad (12)$$

分别将计算出的功率耗散系数和失稳参数绘制功率耗散图和失稳图,二者叠加成加工图,如图 9 所示。图中曲线为功率耗散系数 η 的等值线,阴影部分代表失稳判据 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 的区域,其中图 9a 和图 9b 分别为 Mg-2.5Sn 和 Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在真应变为 0.3 时的加工图。

2 种合金的功率耗散系数分布情况类似,即随着变形温度的升高或压缩速率的降低而增大。但是数值上存在差异,即添加微量 Y 会使 Mg-Sn 合金功率耗散系数降低达 50% 左右。这就表明在热变形时 Y 元素会阻碍合金吸收能量进行微观组织演变,从而延缓合金发生动态再结晶,与图 2 中流变曲线及图 4 中微观组织相互印证。对比 2 种合金的失稳区域有较大变化,由图 9 可知,微量 Y 的添加会使 Mg-Sn 合金失稳区增加,主要分布在低温和高应变速率区域。具体为 3 个区域 I: $T=250\sim 270\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon}=0.004\sim 0.1\text{ s}^{-1}$, II: $T=265\sim 320\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon}=0.0001\sim 0.0003\text{ s}^{-1}$, III: $T=350\sim 400\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon}=0.01\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 。

Mg-Y 合金在高应变速率变形过程中局部地区容易产生高剪切应力,进而形成剪切带,而且在剪切带里很容易达到应变极限而形成裂纹^[23]。在本实验中,微量 Y 的添加抑制了 Mg-Sn 合金动态再结晶。因此,相对于 Mg-2.5Sn 合金, Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在变形过程中产生的高剪切应力不能通过动态再结晶得到及时释放,从而形成剪切带和微裂纹。在图 4b 中观察到的

剪切带和图 4d 中观察到的裂纹,证实这种现象。随着压缩时间和变形量的不断增加,微裂纹持续长大最终导致试样断裂,与本试验中 Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在 250 °C 压缩时发生断裂相互印证。结合文中力学性能和微观组织分析情况可知, Mg-2.5Sn-0.2Y 合金在较低温度和高应变速率下,发生断裂或出现剪切带等失稳现象与加工图相符。区域 IV: $T=290\sim 340\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon}=0.008\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 和区域 V: $T=345\sim 400\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon}=0.0001\sim 0.003\text{ s}^{-1}$ 为可加工安全区,但是区域 IV 功率耗散系数较低(0.08~0.16),不宜选用做变形加工。则 Mg-2.5Sn-0.2Y 合金最佳热加工参数应尽量在区域 V: $T=345\sim 400\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon}=0.0001\sim 0.003\text{ s}^{-1}$ 选择。

3 结 论

1) 在热压缩过程中,微量 Y 添加对 Mg-2.5Sn 合金真应力-应变曲线峰值应力影响表现为:在应变速率为 10^{-2} 、 10^{-3} 、 10^{-4} s^{-1} 时,微量 Y 的添加会使 Mg-Sn 合金热压缩峰值应力增加 30% 以上;在应变速率为 10^{-1} s^{-1} 时,微量 Y 的添加对合金热压缩峰值应力影响不大。

2) 微量 Y 的添加会抑制 Mg-2.5Sn 合金发生动态再结晶,而且在较低温度和较高应变速率的热压缩变形时,使合金产生剪切带,加速材料断裂失效。

3) 2 种合金的应力指数分别为 2.493 和 5.602; 变形表观激活能分别为 102 和 197 kJ/mol。微量 Y 的添加会提高 Mg-2.5Sn 合金应力指数和变形表观激活能,使合金塑性变形机制由扩散控制变为位错的滑移和攀移控制。

4) 微量 Y 的添加会使 Mg-2.5Sn 合金功率耗散系数降低 50% 左右,增加热变形失稳区。Mg-2.5Sn-0.2Y 合金最佳热加工参数应在区域 $T=345\sim 400\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon}=0.0001\sim 0.003\text{ s}^{-1}$ 选择。

参考文献 References

- [1] Zhou Mingyang(周明扬), Su Xinxin(苏鑫鑫), Ren Lingbao(任凌宝) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2017, 46(8): 2149
- [2] Zhao Dongqing(赵东清), Zou Jixue(周吉学), Liu Yunteng(刘运腾) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(1): 41
- [3] He Junjie, Jiang Bin, Yang Qin *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 676: 64
- [4] Xu S W, Matsumoto N, Kamado S *et al. Scripta Materialia*[J], 2009, 61(3): 249
- [5] Zhang Xiaohua(张晓华), Jiang Jufu(姜巨福), Luo Shoujin(罗守靖). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009(10): 1720
- [6] Shen Liqun(申利权), Yang Qi(杨旗), Jin Li(靳丽) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(9): 2195
- [7] Lu L, Huang J W, Fan D *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 120: 86
- [8] Liu Hongmei, Chen Yungui, Tang Yongbai *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 440(1-2): 122
- [9] Cheng W L, Park S S, You B S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(18-19): 4650
- [10] Zhang Lina, Jia Ruiling, Li Dan *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2015, 31(5): 504
- [11] Zhao Zude, Chen Qiang, Wang Yanbin *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 515(1-2): 152
- [12] Qi Fugang, Zhang Dingfei, Zhang Xiaohua *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(5): 1352
- [13] Li J H, Sha G, Jie W Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 538: 272
- [14] Hakamada M, Watazu A, Saito N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(26): 7143
- [15] Xiao H C, Jiang S N, Tang B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 628: 311
- [16] Sellars C M, McEgarty W J. *Acta Metallurgica*[J], 1966, 9(14): 1136
- [17] McQueen H J, Ryan N D. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*[J], 2002, 322(1-2SI): 43
- [18] Zhao Hongda, Qin Gaowu, Ren Yuping *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 202: S493
- [19] Galiev A, Sitdikov O, Kaibyshev R. *Materials Transactions* [J], 2003, 44(4): 426
- [20] Ren LB, Wu J, Quan G F. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*[J], 2014, 612: 278
- [21] Lu J W, Yin D D, Ren L B *et al. Journal of Materials Science*[J], 2016, 51(23): 10464
- [22] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 1984, 15(10): 1883
- [23] Sandloebes S, Zaefferer S, Schestakow I *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(2): 429

Effect of Yttrium Addition (0.2%) on the Hot Compression Behavior of the As-cast Mg-Sn Alloy

Yang Qiurong¹, Zeng Ying¹, Zhou Mingyang¹, Huang Guanghao¹, Ren Lingbao¹, Lu Jiawei¹, Yin Dongdi¹, Jiang Bin²

(1. Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education of China, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

(2. National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The uniaxial hot compression tests of cast Mg-2.5Sn (wt%) and Mg-2.5Sn-0.2Y (wt%) alloys were conducted on an MTS-CMT5105 universal testing machine at 250~400 °C and the strain rate of 10^{-4} ~ 10^{-1} s⁻¹ with strain of 40%. The effect of yttrium (Y) addition content (0.2 %) on the hot compression behavior of the cast Mg-Sn alloy was investigated by true stress-strain curves, peak stress, microstructures, constitutive equation, and DMM processing maps. The results show that the Y addition increases the peak stress of Mg-Sn alloy by more than 30% at low strain rate, but it has little effect on it at high strain rate. Deformation mechanism is changed from the lattice diffusion to dislocation slip and climb. In addition, Y retards the dynamic recrystallization, reduces the efficiency of power dissipation and expands the flow instability area.

Key words: Y content; Mg-Sn alloy; thermal deformation behavior; deformation mechanisms; processing map

Corresponding author: Zeng Ying, Ph. D., Lecturer, Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education of China, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, P. R. China, Tel: 0086-28-87634673, E-mail: clzy@swjtu.edu.cn