

doi:10.11835/j.issn.1000-582X.2013.09.017

AZ31-0.5Sr-1.5Y 热变形行为分析

彭晓东^{a,b}, 李俊辰^a, 易泓宇^a, 谢卫东^{a,b}, 魏群义^a

(重庆大学 a. 材料科学与工程学院, 重庆 400045; b. 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400044)

摘要:采用 Gleeble-1500D 型热模拟试验机, 在变形温度为 250~450 °C, 应变速率为 0.01~1 s⁻¹, 最大应变量为 0.85 的条件下, 对 AZ31-0.5Sr-1.5Y 进行单向热压缩实验。对材料的热变形行为和热加工性能进行了研究, 建立了合金热变形过程中的本构方程和热加工图, 并结合合金相显微组织观察对加工图进行了分析。结果表明: AZ31-0.5Sr-1.5Y 在热变形过程中的稳态流变应力可用双曲正弦函数关系式进行描述, 其应变激活能为 186.83 kJ/mol, 热加工图分析表明, 在本实验条件下, 当真应变为 0.6 时, 材料存在着非稳态流变区, 其温度为 250~300 °C, 应变速率为 0.3~1 s⁻¹, 材料的最佳热加工工艺参数为: 温度 300~400 °C, 变形速率 0.01~1 s⁻¹。

关键词: 镁合金; 热变形; 本构方程; 热加工图

中图分类号: TG146.2; TF827.2 文献标志码: A

文章编号: 1000-582X(2013)09-106-07

Deformation behavior of alloy AZ31-0.5Sr-1.5Y at elevated temperature

PENG Xiaodong^{a,b}, LI Junchen^a, YI Hongyu^a, XIE Weidong^{a,b}, WEI Qunyi^a

(a. College of Materials Science and Engineering; b. National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The uniaxial hot compression test with Gleeble-1500D thermal simulator is performed on AZ31-0.5Sr-1.5Y alloy in the temperature range of 250-450 °C and strain rates of 0.01-1 s⁻¹ with the maximum deformation degree of 0.85. The hot deformation behavior and hot workability of the alloy are studied. The constitutive equation and processing map of the alloy are established and studied by optical microstructure observation. The results show that the steady flow stress of AZ31-0.5Sr-1.5Y deforms at elevated temperatures can be described by the hyperbolic sine constitutive equation, and the activation energy is about 186.83 kJ/mol. After analyzing the hot processing map, at the true strain of 0.6, there is one unsafe deformation zone in the deformation temperature range of 250-300 °C and the strain rate range of 0.3-1 s⁻¹. The optimal processing parameters obtained in the present work are the temperature range of 300-400 °C and strain rates of 0.01-1 s⁻¹.

Key words: magnesium alloys; hot deformation; constitutive equation; processing map

镁及绝大多数镁合金都具有密排六方结构, 滑移系少, 成形困难, 因而镁合金主要采用铸造或压铸工艺生产, 但变形镁合金较铸造镁合金具有更高的强度, 更优异的力学性能, 可满足更多样化的结构件

要求, 因而备受研究者青睐。AZ31 镁合金是目前应用较为广泛的变形镁合金, 具有良好的塑性变形能力和中等强度且价格便宜, 但其也存在着室温塑性差, 变形能力不足等缺陷^[1]。为了扩大 AZ31 变形

收稿日期: 2013-04-20

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目 (2007CB613702); 科技部国际合作项目 (2010DFR50010)

作者简介: 彭晓东 (1959-), 男, 重庆大学教授, 博士生导师, 主要从事镁合金制备、加工及成型的研究, (E-mail) pxd@cqu.edu.cn。

镁合金在工业上的应用范围,许多研究者对此开展了大量的研究工作,并发现 Sr 和 Y 可以有效改善 AZ31 的组织 and 性能。潘复生等人^[2-3]研究发现, Sr 的加入除可有效细化 AZ31 晶粒外,还可以有效改善 $Mg_{17}Al_{12}$ 的形态和分布,并形成新的层片状离异共晶相;同时也研究了 Y 对挤压态 AZ31 镁合金组织和性能的影响。陈刚等人^[4]研究发现 Sr 和 Y 同时加入 AZ31 中,可有效降低 AZ31 的腐蚀电流密度和腐蚀速率,从而使其腐蚀性能提高。Alireza Sadeghi^[5]研究了微量的 Sr 对 AZ31 挤压过程中组织与织构的影响。尽管如此,人们对 Sr 和 Y 在 AZ31 中的作用研究仅仅局限在合金的高温性能、蠕变性能以及腐蚀性能等方面,而对添加 Sr 和 Y 后的高温流变行为研究甚少^[2-4]。为此,笔者在变形温度为 250~450 °C 和应变速率为 0.01~1 s⁻¹ 条件下研究合金的流变应力与变形温度和应变速度之间的关系,建立了合金流变过程的本构方程和塑性加工图,并结合金相显微组织观察,对塑性加工图进行分析,从而得出材料合理的热加工区,以期为实际生产中确定该合金的热加工工艺提供理论参考。

1 实验方法

实验原材料为 Mg-10Sr 中间合金、Mg-30Y 中间合金和商用铸造 AZ31 镁合金。将 AZ31 镁合金放置于电阻熔炼炉中的石墨坩埚内,充氩气保护,加热至 720 °C 使其全部熔化后,静置保温 10 min,再加入一定质量的 Mg-10Sr 中间合金和 Mg-30Y 中间合金,保温 30 min,待温度降低至 680 °C 左右,用金属模具浇注成 $\phi 90 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ 的铸锭。等离子吸收光谱法分析合金的实际成分如表 1 所示。合金在 390 °C $\times 16 \text{ h}$ 下均匀化退火后沿轴向截取 $\phi 10 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱试样,在 Gleeble1500D 热模拟试验机上进行热压缩实验,实验温度为 250, 300, 350, 400, 450 °C;应变速率为 0.01, 0.1, 1 s⁻¹;应变量为 0.8;为了减少压缩过程中试样端部所受摩擦力,实验前在试样两端涂抹石墨做润滑剂;试样加热速度为 5 °C/s,到达预定温度后保温 3 min 进行压缩,压缩完后立即水淬以保留变形组织。截取均匀化后的铸态试样和热压缩后的试样,试样经过打磨、抛光和 3% 的硝酸酒精腐蚀后,在金相显微镜下对其组织进行观察。铸态 AZ31-0.5Sr-1.5Y 试样的显微组织如图 1 所示。由图 1 可知,向 AZ31 中复合添加 Sr 和 Y 可以有效细化组织,其组织仍然保持一定的铸态组织特征,晶界处短杆状的 Al_4Sr 相和晶内颗粒状的 Al_2Y 相分布较为均匀^[4]。

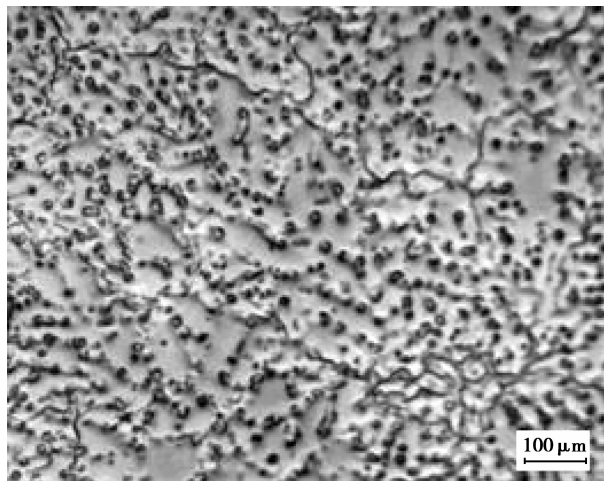


图 1 铸态 AZ31-0.5Sr-1.5Y 合金金相显微组织

表 1 试验用合金的主要化学成分

实验合金	合金质量分数/%				
	Al	Zn	Sr	Y	Mg
AZ31-0.5Sr-1.5Y	3	0.8	0.54	1.53	Bal

2 结果与分析

2.1 应力应变曲线分析

AZ31-0.5Sr-1.5Y 在热压缩过程中典型的应力应变曲线如图 2 所示。可以看出实验合金热压缩时的总体变化规律为:首先在微变形阶段,由于加工硬化占主导,随着应变的增加应力急剧增加;随着变形的继续,位错密度不断增加,由动态回复和动态再结晶所引起的软化作用逐渐增加,流变曲线开始变得平缓;当达到某一临界应变时,由动态再结晶所引起的软化速率大于加工硬化速率,流变曲线达到峰值后便逐渐下降,最后保持某一稳定值,即进入稳态流动阶段。值得指出的是在高温低应变速率条件下,当应变较小时,流变应力就保持不变即进入稳态流变阶段(如图 1(a)中的 400 °C 和 450 °C),这可能是由于高温低应变速率时,原子热运动能量增加,扩散加剧,位错攀移和交滑移更易于进行,动态回复和动态再结晶加剧所致^[6]。其次应变速率一定时,随着温度的增加,流变应力降低,峰值应力与稳态流变应力之间的差值减小,峰值应力所对应的应变左移。这可能是因为随着温度升高,镁合金中可开动的滑移系数目增加,滑移所需临界切应力下降,形变抗力也随之下降;温度越高动态回复和动态再结晶也越易发生,从而致使峰值应力提前^[7]。最后当温度一定时,随着应变速率的增加,流变应力增加,即

材料表现出正的应变速率敏感性。

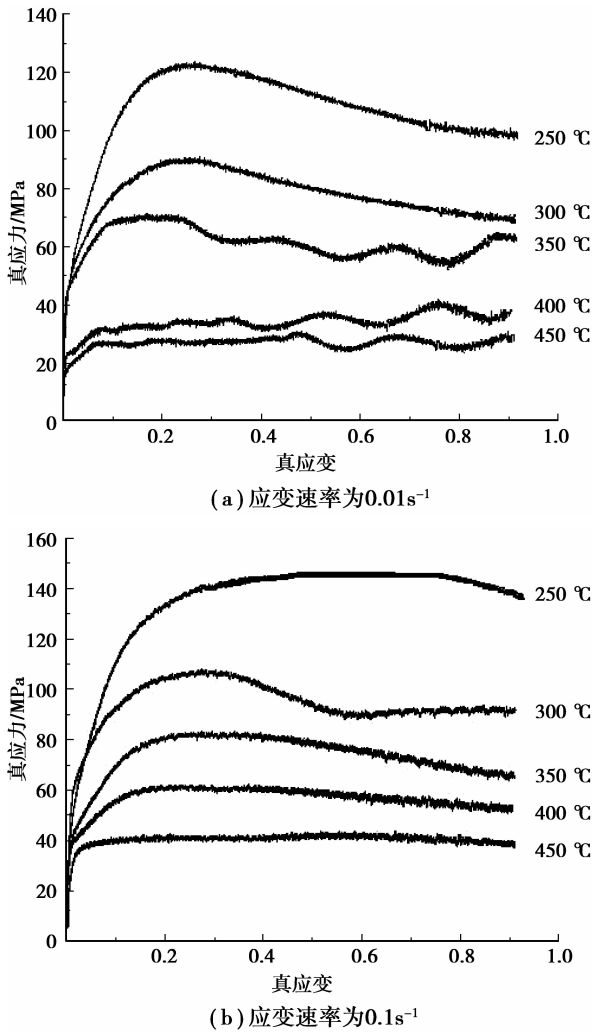


图 2 AZ31-0.5Sr-1.5Y 镁合金的真应力-应变曲线图

2.2 本构方程的建立

本构方程是用来描述合金在热变形过程中流变应力与变形温度和变形速率之间的关系式,主要有适用于低应力水平的指数关系式,适用于较高应力水平的幂指数关系式和适用于所有应力水平的双曲正弦函数关系式,其表达式^[8-10]分别为

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta \sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (3)$$

式中: $A_1, A_2, A, \alpha, \beta, n_1$ 为常数; n 为加工硬化指数; Q 为材料热变形难易程度的应变激活能; 并且有 $\alpha = \frac{\beta}{n_1}$ 。对式(1)和式(2)两边同时取自然对数有:

$$\ln \dot{\epsilon} = n_1 \ln \sigma + \ln A_1 - \frac{Q}{RT}, \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \beta \sigma + \ln A_2 - \frac{Q}{RT}. \quad (5)$$

由式(4)和式(5)可知:在一定温度条件下, $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 之间满足直线关系,由不同条件下的峰值应力和应变速率绘制 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 的关系曲线,如图 3 所示。由图 3 中各条直线斜率的平均值,可分别求得: $n_1 = 11.31, \beta = 0.1431$,从而求得 $\alpha = 0.0127$ 。

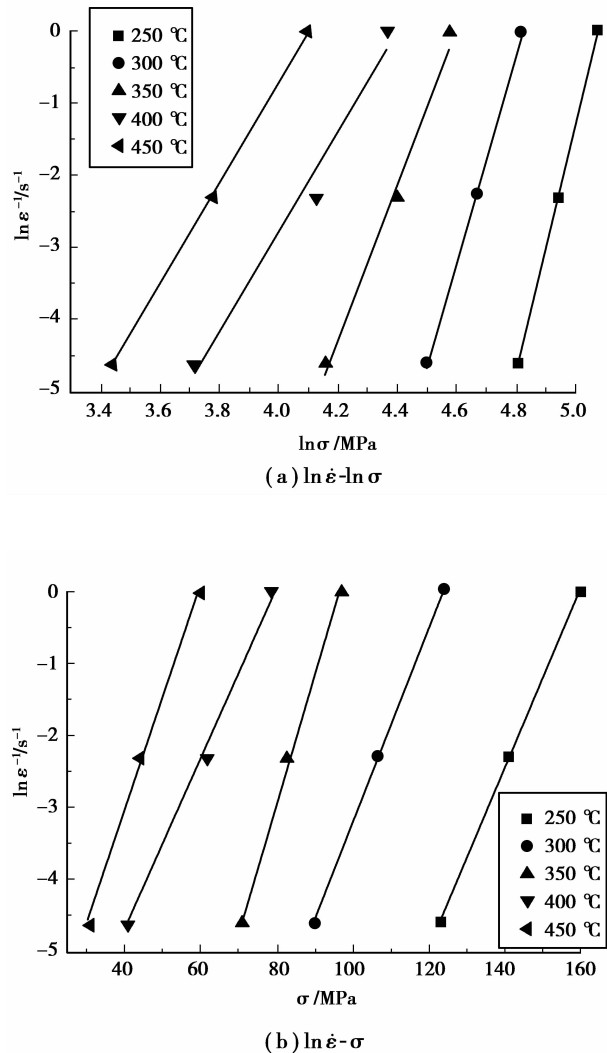


图 3 AZ31-0.5Sr-1.5Y 的流变应力与温度和应变速率关系

当应变速率为常数时,假定在很小的温度范围内变形激活能 Q 为常数,对双曲正弦函数关系式两边取对数有:

$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] + \ln A - \frac{Q}{RT}. \quad (6)$$

对式(6)两边求偏微分并整理有:

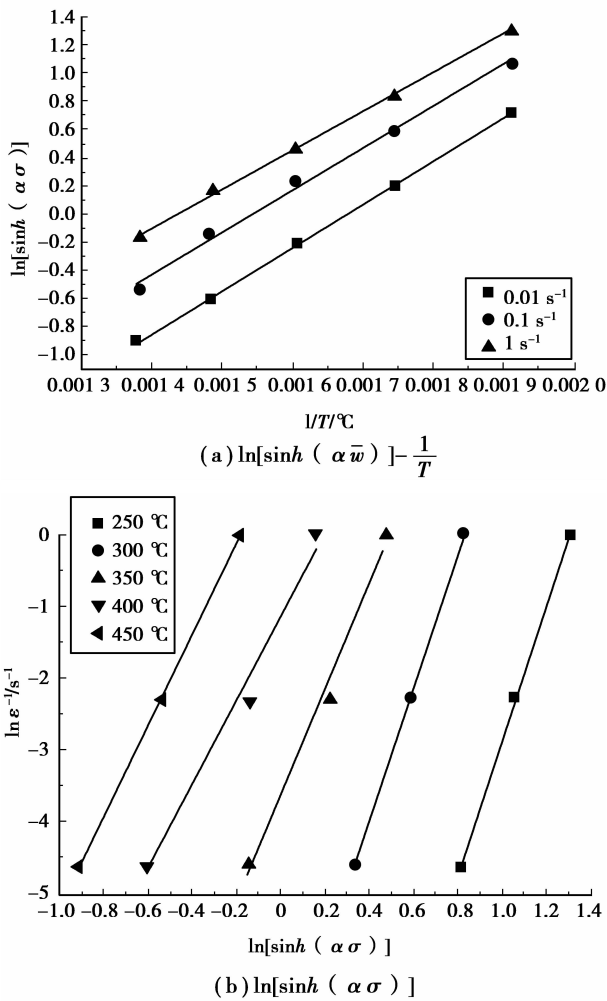


图 4 AZ31-0.5Sr-1.5Y 的流变应力与温度和应变速率关系

$$Q = R \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \Big|_{\tau} \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial \frac{1}{T}} \Big|_{\dot{\epsilon}} = Rnb, \tag{7}$$

式中: $n = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \Big|_{\tau}, \tag{8}$

$$b = \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial \frac{1}{T}} \Big|_{\dot{\epsilon}}. \tag{9}$$

由式(8)和式(9)可知, n 为图 4 中 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 的斜率, b 为 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - \frac{1}{T}$ 的斜率, 并可求得: $n=7.6134, b=2951.310$, 代入式(7)中算出 $Q=186.813 \text{ kJ/mol}$, 将变形激活能、峰值应力代入式(4)中, 可得到更精确的 $n=7.62, A=3.295 \times 10^{14}$, 从而可得由双曲正弦函数表示的本构方程为

$$\dot{\epsilon} = 3.295 \times 10^{14} [\sinh(0.0127\sigma)]^{7.62} \exp\left(-\frac{186.813}{RT}\right). \tag{10}$$

应变速率和变形温度之间的关系还可以用温度补偿的变形速率因子 Zener-Hollomon 参数来表示, 其表达式为

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right). \tag{11}$$

将上述计算的各个参数代入式(11)中, 则可得含有温度补偿的速率因子 Z 参数的表达式为

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{186.813}{RT}\right) = 3.295 \times 10^{14} [\sinh(0.0127\sigma)]^{7.62}. \tag{12}$$

将变形温度和变形速率分别代入式(10)和式(12)中, 可以分别得到图 5(a) 计算应力与实际应力的比较图以及图 5(b) Z 参数与流变应力之间的关系曲线图。由图 5 可知, 计算应力与实际应力较为吻合, 其相关系数达到 0.9901 以上; $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 也能够很好地满足直线关系, 其相关系数达到 0.9855 以上。说明双曲正弦函数能够很好地描述材料在热变形过程中的稳态流变应力。

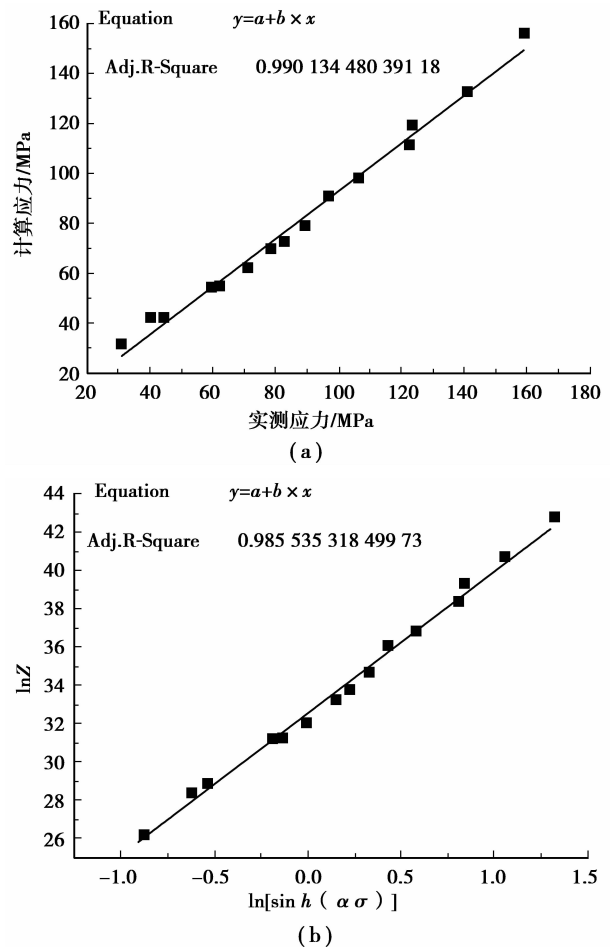


图 5 计算应力与实测应力比较

2.3 加工图的建立与分析

加工图可以直观地反映出稳定变形区和失稳变

形区,是加工变量空间中的功能耗散图与失稳图的叠加。功能耗散图是功能耗散速率因子随温度和应变速率变化的等值线图,反映了材料显微组织变化时所引起能量耗散^[12-13]。其中功能耗散速率因子为

$$\eta = \frac{2m}{m+1}, \quad (13)$$

式中: m 为应变速率敏感指数,反映了材料在塑性变形过程中的瞬时能量分配关系,其值为

$$m = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})}. \quad (14)$$

失稳图是根据不可逆热力学极值原理,用一个无量纲的参数表示最大塑性流变失稳判据。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0. \quad (15)$$

当 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 为非稳态流变区,将利用式(13)计算的失稳系数与式(15)计算的功能耗散速率因子叠加到由变形温度和对数应变速率表示的二维平面图上,就可以得到加工图。加工图的总体分布与应变量关系不大^[13],因此笔者主要建立了应变量为 0.6 时的加工图,如图 6 所示。

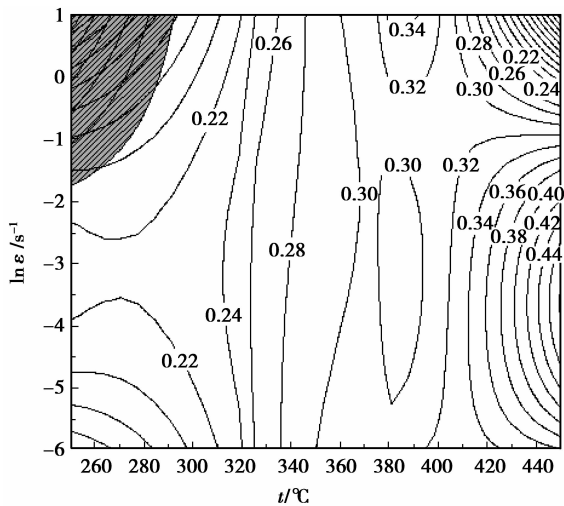


图 6 应变量为 0.6 时的 AZ31-0.5Sr-1.5Y 合金加工图

图 6 中的阴影区为流变失稳区($\xi(\dot{\epsilon}) < 0$),等值线上的数字表示功能耗散系数。加工图表明:当合金在变形温度为 250~300 °C,应变速率为 0.3~1 s⁻¹变形时,会出现非稳态流变。现有的研究表明金属在低温高应变速率区出现流变失稳的原因可能是:一方面合金在低温高应变速率下变形时,在变形过程中产生的热量来不及扩散,导致试样温度分布

不均,在温度较高区域发生很大的局部塑性流变,从而形成绝热剪切带^[14];而在绝热剪切带出现的区域往往易于产生裂纹^[15],从而导致材料失稳。另一方面合金在该区域进行变形时,还可能伴随着孪晶等变形组织的出现,孪晶的出现会使局部区域的应力集中加剧,从而促进裂纹的萌生、扩展、聚集并最终导致材料提前断裂^[16]。

在加工图中除了上述流变失稳区外,还存在着功能耗散系数较大的区域,功能耗散系数反映了材料在变形过程中由组织转变所引起的能量耗散,因此功能耗散系数越大,在热变形过程中的组织转变也越大。当合金在 350~400 °C 的温度区间内变形时,其功能耗散系数维持在 30% 左右。Avedesian^[17]等人的研究表明:对于底层错能金属镁而言,当功能耗散系数大于 30% 时,便会发生动态再结晶;Slooff^[18]等人对 AZ41、AZ61 和 AZ80 的加工图进行研究时也得到了相似的结果。图 7 (a)所示为合金在 350 °C,0.1 s⁻¹条件下热压缩时的显微组织图。与原始铸态组织相比,AZ31-0.5Sr-1.5Y 经热压缩后,原始铸态组织基本消失,被大量细小的再结晶晶粒所取代,说明合金在该区域发生了动态再结晶。当合金在 400 °C 以上的较低应变速率区域变形时,其最大功能耗散系数最高可达 46%,说明合金在这些区域变形时,其组织转变较大。通过对图 7(b)合金在 450 °C,0.01 s⁻¹的显微组织进行观察可以发现,合金在该区域进行变形时,也发生了完全动态再结晶,但是其晶粒大小并不均匀,个别晶粒发生了异常长大。这与 Ma^[19]等人的观察结果一致。动态再结晶是受界面形成和界面迁移速率控制的过程,当界面迁移的速率大于界面形成的速率时,晶粒就会发生异常长大^[20]。Anbuselvan^[21]认为晶粒异常长大的出现会致使组织分布不均,从而致使变形不均,使得材料在加工过程中易于产生楔形裂纹。因此虽然合金该区域发生了完全动态再结晶,但它不是 AZ31-0.5Sr-1.5Y 合理的热加工区。其合理的热加工区为 350~400 °C 和 0.01~1 s⁻¹。

3 结 论

1) AZ31-0.5Sr-1.5Y 合金在热压缩过程中应力应变曲线呈现典型的动态再结晶特征,流变应力随应变速率的增加而增加,随温度的增加而减小;当变形速率一定时,随着温度的增加峰值应力所对应的应变左移,且峰值应力与稳态流变应力之间的差值减小。

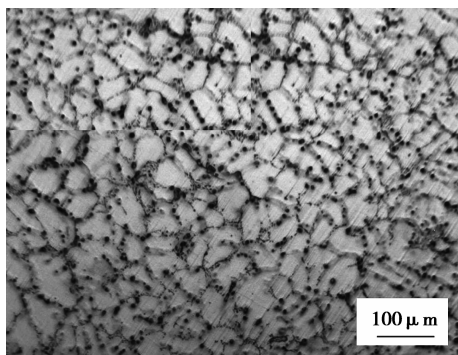
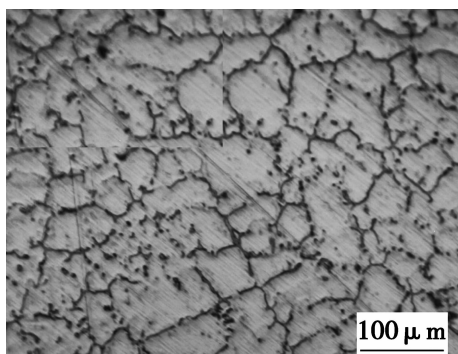
(a) 350 °C, 0.1 s⁻¹(b) 450 °C, 0.01 s⁻¹

图7 AZ31-0.5Sr-1.5Y热压缩后的金相显微组织

2) 双曲正弦函数关系式能够很好地描述 AZ31-0.5Sr-1.5Y 合金材料变形过程中的流变应力,其函数表达式为: $\dot{\epsilon} = 4.2 \times 10^{13} [\sinh(0.0137\sigma)]^{7.38} \exp\left(-\frac{183.19}{RT}\right)$ 。

3) 构建了 AZ31-0.5Sr-1.5Y 合金热加工图,当材料在低温(250~300 °C),高应变速率(0.3~1 s⁻¹)范围内成形时,会出现流变失稳;在高温(>400 °C)时可能出现晶粒异常长大。在本实验条件下确定出的材料合理热加工工艺参数为:温度 350~400 °C,变形速率 0.01~1 s⁻¹。

参考文献:

- [1] 肖盼,刘天模,姜丹. AZ31 镁合金的研究进展[J]. 重庆大学学报:自然科学版,2006,29(11):81-84.
XIAO Pan, LIU Tianmo, JIANG Dan. Research status and development of AZ31 magnesium alloy[J]. Journal of Chongqing University: Science Edition, 2006, 29(11):81-84.
- [2] Wu L, Pan F S, Yang M B, et al As-cast microstructure and Sr-containing phases of AZ31 magnesium alloys with high Sr contents [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(4): 784-789.
- [3] Pan F S, Chen M B, Wang J F, et al. Effects of yttrium addition on microstructure and mechanical properties of as-extruded AZ31 magnesium alloys [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18(Sup): 81-86.
- [4] Chen G, Peng X D, Fan P G, et al. Effects of Sr and Y on microstructure and corrosion resistance of AZ31 magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metal of China, 2011, 21(4): 725-731.
- [5] Sadeghi A, Pekguleryuz M. Microstructure, mechanical properties and texture evolution of AZ31 alloy containing trace levels of strontium [J]. Materials characterization, 2011, 62(8): 742-750.
- [6] Tan C W, Xu S N, Chen Z Y, et al. Effect of temperature on mechanical behavior of AZ31 magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metal of China, 2007, 17(1): 41-45.
- [7] 黄光杰,程虎. 3104 铝合金流变应力行为[J]. 重庆大学学报:自然科学版,2007,30(1):70-72.
HUANG Guangjie, CHENG Hu. Flow stress behavior of 3104 aluminum alloy [J]. Journal of Chongqing University: Science Edition, 2007, 30(1):70-72.
- [8] Huang X D, Zhang H, Han Y, et al. Hot deformation behavior of 2026 aluminum alloy during compression at elevated temperature [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(3): 485-490.
- [9] Li H Z, Wang H J, Liang X P, et al. Hot deformation and processing map of 2519A aluminum alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(3): 1548-1552.
- [10] 范永革,王凌云,黄光胜,等. 变形镁合金高温流变应力分析[J]. 重庆大学学报:自然科学版,2003,26(2):9-11.
FAN Yongge, WANG Lingyun, HUANG Guangsheng, et al. Analysis of flow stress AZ31B wrought magnesium at elevated temperatures [J]. Journal of Chongqing University: Natural Science Edition, 2003, 26(2): 9-11.
- [11] Zhang H, Jin N P, Chen J H. Hot deformation behavior of Al-Zn-Mg-Cu-Zr aluminum alloys during compression at elevated temperature[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(3): 437-442.
- [12] 曾卫东,周义刚,周军,等. 加工图理论研究进展[J]. 稀有金属材料科学与工程,2006,35(5):673-677.
ZENG Weidong, ZHOU Yigang, ZHOU Jun, et al. Recent development of processing map theory[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(5): 673-677.

- [13] Prasad Y V R K, Rao K P. Processing maps for hot deformation of rolled AZ31 magnesium alloy plate: Anisotropy of hot workability [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 487(1/2): 316-327.
- [14] Anbuselvan S, Ramanathan S. Hot deformation and processing maps of extruded ZE41 magnesium alloy[J]. *Materials and Design*, 2010, 31: 2319-2323.
- [15] Li D H, Yang Y, Xu T, et al. Observation of the microstructure in the adiabatic shear band of 7075 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(15): 3529-3535.
- [16] Jain A, Agnew S R. Modeling the temperature dependent effect of twinning on the behavior of magnesium alloy AZ31B sheet[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 462(1/2): 29-36.
- [17] Avedesian M M, Baker H. ASM specialty hand-book-magnesium and magnesium alloys [M]. OH: ASM International, 1999.
- [18] Slooff F A, Dzwonczyk J S, ZHOU J, et al. Hot workability analysis of extruded AZ magnesium alloys with processing maps [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(3): 735-744.
- [19] Ma M L, He L Q, Li X G, et al. Hot workability of Mg-9Y-1MM-0.6Zr alloy[J]. *Journal of Rare Earths*, 2011, 29(5): 460-465.
- [20] Wang C W, Wang X J, Chang H, et al. Processing maps for hot working ZK60 magnesium alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 464(1/2): 52-58.
- [21] Anbuselvan S, Ramanathan S, Karthikeyan R, et al. Development of processing maps for as-cast ZE41 magnesium alloy [J]. *Nonferrous. Met*, 2011, 21: 437-442.

(编辑 王维朗)

~~~~~

(上接第 100 页)

- [7] 陈东芳,唐大伟,胡学功. 流量、换热表面方向对光滑表面喷雾冷却的影响[J]. *工程热物理学报*, 2010(7): 1167-1170.  
CHEN Dongfang, TANG Dawei, HU Xuegong. Effect of flow rate and pate and plain surface orientation on spray cooling [J]. *Journal of Engineering Thermophysics*, 2010(7):1167-1170.
- [8] Stewart I, Massingham J D, Hagers J J. Heat transfer coefficient effects on spray cooling[J]. *Iron and Steel Engineer*, 1996, 73(7): 17-23.
- [9] Klinzing W P, Rozzi J C, Mudawar I. Film and transition boiling correlations for quenching of hot surfaces with water spray [J]. *Journal of Heat Treating*, 1992, 9(2): 91-103.
- [10] Ciofalo M, Piazza I D, Brucato V. Investigation of the cooling of hot walls by liquid waters sprays [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 1999, 42(7): 1157-1175.
- [11] 梅国晖,孟红记,武荣阳,等. 高温表面喷雾冷却传热系数的理论分析[J]. *冶金能源*, 2004, 23(3): 18-30.  
MEI Guohui, MENG Hongji, WU Rongyang, et al. Analysis of spray cooling heat transfer coefficient on high temperature surface [J]. *Energy For Metallurgical Industry*, 2004, 23(3): 18-30.
- [12] Oliveira M S A, Sousa A C M. Neural network analysis of experimental data for air/water spray cooling [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 113(1/2/3): 439-445.
- [13] Choi K J, Yao S C. Mechanisms of film boiling heat transfer of normally impacting spray [J]. *International Journal of Heat Mass Transfer*, 1987, 30(2): 311-318.

(编辑 王维朗)