

文章编号: 1000-582X(2012)03-052-08

AZ80 镁合金热塑性稳定变形工艺参数识别

权国政, 王 阳, 李贵胜, 石 彧, 周 杰

(重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘 要:通过 AZ80 镁合金多组试样的热物理模拟压缩试验获得在温度 523~673 K、应变速率 $0.01\sim 10\text{ s}^{-1}$ 下的真实应力-应变数据, 以此作为计算应变速率敏感指数 (m 值)、能量耗散率 (η 值)、失稳判据 (ξ 值) 三重指标的底层材料模型。以一组 3D 曲面形式揭示了应力、温度、应变速率、应变量的共同作用诱导的多种变形机制转化及同时存在所引起的应变速率敏感系数 m 值的剧烈响应, 并通过 m 值的正负初步识别变形稳定区与失稳区。进一步绘制能量耗散图并识别出 η 值为负的不稳定变形区, 以及 η 值为正的稳态变形区。在此基础上最后通过失稳判据分布图识别出 $\xi > 0$ 的稳定变形区、 $\xi \leq -1$ 的失稳变形区、 $-1 < \xi \leq 0$ 的亚稳定变形区。综合识别后, 具有较高 m 值水平、较高 η 值水平、较高 ξ 值水平的稳定变形参数区间为优先推荐, 具有负 m 值水平、负 η 值水平、负 ξ 值水平的失稳变形参数区间为避免推荐。

关键词: 加工图; 应变; 应变速率; 温度

中图分类号: TB302.4

文献标志码: A

Identification for the stable hot-working parameters of AZ80 magnesium alloy

QUAN Guo-zheng, WANG Yang, LI Gui-sheng, SHI Yu, ZHOU Jie

(School of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China)

Abstract: Several series of billet samples are compressed on physical simulation machine under deformation temperatures 523~673 K and strain rates $0.01\sim 10\text{ s}^{-1}$, and the true stress-strain data collected result in the performance of calculations for strain rate sensitivity (m -value), power dissipation efficiency (η -value) and instability parameter (ξ -value). A series of 3D surfaces reveal the severe response of m -value to the evolution and coexisting of several deformation mechanisms induced by the enhanced effect of stress, temperature, strain rate and strain, from which the unstable deformation parameter regions are identified preliminarily. Furthermore, the maps of power dissipation efficiency are plotted, from which the unstable ($\eta \leq 0$) deformation parameter regions are indentified. Finally, based on the map of instability criterion, stable region ($\xi > 0$), unstable region ($\xi \leq -1$) and metastable region ($-1 < \xi \leq 0$) are clarified clearly. According to the comprehensive identification, the stable deformation parameter regions with higher m -value level and higher η -value level and higher ξ -value level are recommended, while the unstable deformation parameter regions with negative m -value level and negative η -value level and negative ξ -value level should be avoided.

Key words: processing map; strain; strain rate; temperature

收稿日期: 2011-10-25

基金项目: 科技部国家重大专项资助项目(G09003.8-3); 重庆市重大科技攻关项目(CSTC2009aa3012-1); 中央高校基本科研业务费资助基金(CDJXS11131147); 重庆大学大型仪器设备开放基金(2011063014)

作者简介: 权国政(1980-), 男, 重庆大学副教授, 一般力学和航空工程双博士后, 主要从事材料变形行为及跨尺度分析研究, (Tel) 023-65103065, (E-mail) quangz_2006@yahoo.com.cn.

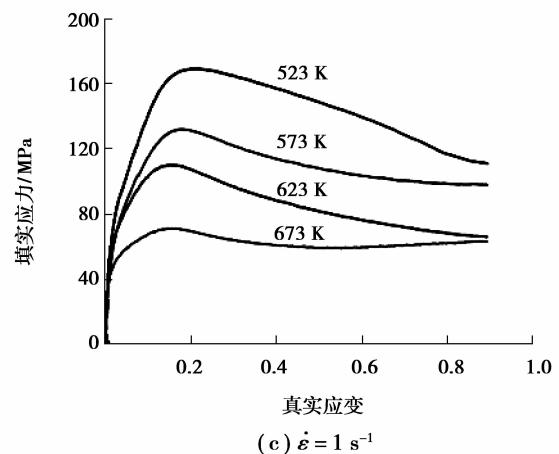
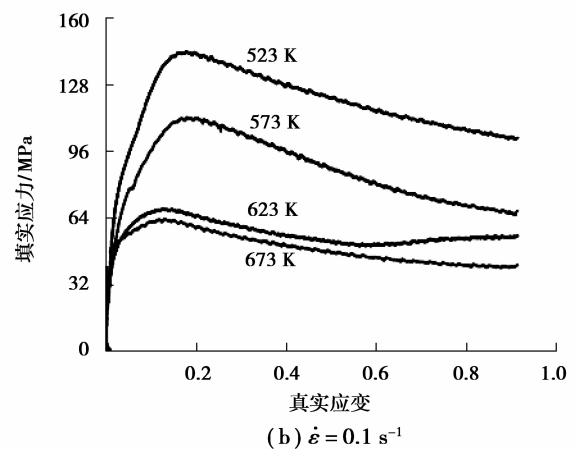
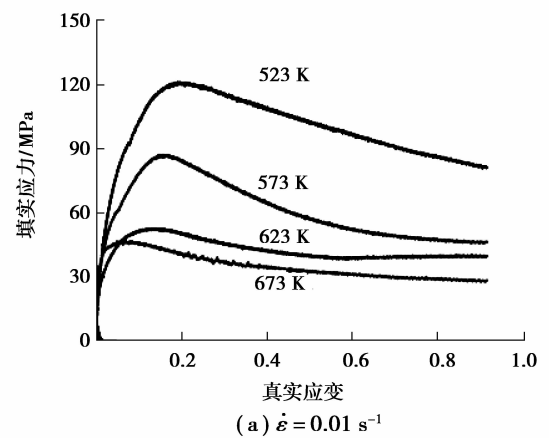
在室温下,镁合金的密排六方结构及基面滑移模式决定了其低韧性不能满足低温锻造的要求。当变形温度超过 498 K 后,柱面滑移系、锥面滑移系等相继启动,其塑性变形能力极大提高,但同时细观裂纹、动态应变时效(DSA)、剪切带等不稳定变形形式也随之出现,因此镁合金仅具有一个较为狭窄的热塑性变形区间,其可加工性的预先评估及成形工艺参数的合理提出成为确保其制件内在品质的重要保证^[1-4]。合金的塑性可加工性有两种:一是与相应加工工艺下模具、摩擦、变形区大小等外部条件有关的应力状态可加工性;另一种是与相应变形条件(温度、应变量、应变速率)下材料的微观组织动态演变有关的内禀可加工性。自 1984 年起,Prasad、Gegel、Murty 以及 Kumar 等提出并不断改进了基于动态材料模型(DMM)的加工图理论,建立了可量化分析材料内禀可加工性的有效途径,至今该理论仍然被广泛用于表征材料可成形性、优化热加工工艺参数、控制微观组织等^[5-9]。采用 DMM 理论及其加工图技术来解决实际热加工问题,以实现组织和性能的控制已在国内外得到广泛应用。它既可以对传统生产中已采用的加工过程进行改进和完善,又可以对新材料和新工艺的加工过程进行优化设计。目前国外在铝合金、铜合金、钛合金、锌合金、铅合金、镁合金、镍基合金和钢等各种材料加工中的成功应用案例很多^[10]。国内对 DMM 理论的研究较少,目前仅有一些应用该理论对热加工组织与性能进行控制以及进行工艺优化设计的报道^[11]。

通过 AZ80 镁合金多组试样的热物理模拟压缩试验获得在温度 523~673 K、应变速率 0.01~10 s⁻¹ 下的真实应力-应变数据,以此作为后续计算的底层数据。通过非线性回归分析揭示了 AZ80 镁合金应变速率敏感指数对应变、应变速率、温度的动态响应及其形成机理。以该参数的变化为主要驱动进一步绘制出对变形量、温度、应变速率均敏感的功率耗散图和变形失稳图。综合利用应变速率敏感指数、能量耗散率、失稳判据三重指标有效界定出 AZ80 镁合金的流变失稳区、亚稳定区和稳定区。识别的稳定变形条件将有效保障合金的内在成形品质,若结合基于数值模拟的外在成形效果优化,则将有效屏蔽传统耗时、耗费的试错方法。

1 实验方法

采用 AZ80 镁合金铸造棒材,化学成分的质量

分数(%)如下:Al8.90,Zn0.53,Si0.008,Mn0.20,Fe0.004,Cu0.008,Ni0.008,其余为 Mg。采用线切割制成直径 10 mm、高 12 mm 的 16 个圆柱试样。将所有试样在 623 K 下保温 12 h 做均匀化处理。在 Gleeble1500 试验机上执行压缩试验,温度 523、573、623、673 K,应变速率 0.01、0.1、1、10 s⁻¹,高度压缩率 60%。实验采集的在不同温度及应变速率下的真实应力-应变曲线如图 1 所示。



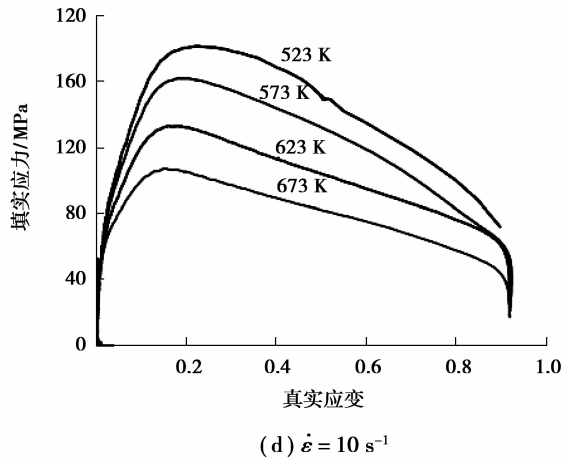


图 1 试验采集的 AZ80 镁合金真实应力-应变曲线

2 基于 DMM 的热加工图理论

Prasad 认为金属塑性变形的实质是能量不断储存和耗散的过程,变形工件则是一个非线性能量耗散体,所建立的动态材料模型(DMM)可有效描述在高应变水平下、含动态回复和动态再结晶等微观组织演变的变形行为^[5-9]。Prasad 将瞬态耗散能量(P)分解为两个部分:变形转化为热量的能量(G)和引起微观机制转变的能量(J),可描述为式(1)。

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

式中: σ 为真实应力; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率。

在有色金属材料热塑性变形过程中,材料流动应力受应变速率、温度、应变的影响显著,其中应变速率的影响即应变速率敏感性一般均可定义为 $m = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}}$ ^[5-9]。Prasad 认为瞬态耗散能量可用应变速率敏感系数 m 作为分配系数来分解为 G 和 J 两个部分,可表示为式(2)。

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}}. \quad (2)$$

为求解引起微观组织演变的能量 J ,将公式(1)、(2)联立可求得式(3)。当 $m=1$ 即处于纯线性耗散时, J 将取得最大值 $J_{\max} = \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2}$ 。而处于非线性耗散时,能量耗散率 η 可表示为式(4)。 η 值越大,组织演变耗散的能量所占比例越大,即组织形态变化越大; η 值为负意味着组织转变出现失稳^[12-13]。 η 值随变形条件的变化构成能量耗散图。

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{m \sigma \dot{\epsilon}}{m+1}, \quad (3)$$

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1}. \quad (4)$$

Kumar 在应变速率敏感指数、能量耗散图的基础上,基于 Zeigler 的最大熵产率原理提出材料高温变形流变失稳判据(式(5)),其物理意义是系统产生熵的速率应与外加熵的速率相匹配,否则系统将发生流动失稳。从而将变形失稳区与非失稳区的识别精度推向了新的阶段^[14-15]。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \frac{m}{m+1}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \leq 0. \quad (5)$$

3 结果与分析

3.1 应变速率敏感系数 m

假设在不同应变率及温度下的 $\ln \sigma$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 之间具有较强的线性相关性,即可认为该材料符合公式(2)所示的 DMM 假设,而后将这种线性关系进一步衍生为随应变演变的瞬态线性关系。采用三次曲线进行拟合以揭示温度和应变速率随着流变应力的变化情况(如图 2 所示),对曲线求解不同位置点处的瞬态切矢即可获得在该应变处的 m 值,基于此绘制出 m 值对温度、应变、应变速率的响应曲面(如图 3 所示)。该响应的规律性并不明显,但其波动隐含了其内部变形机制的剧烈转变^[16]。对于 AZ80 镁合金,当温度低于 373 K 时,基面滑移是变形的主要机制,但其是绝热变形,因此不是引起 m 值波动的原因,致使 m 值几乎为 0。而与此相对的非基面滑移(高于 373 K)则会引起微观组织转变的耗散热量增加,从而引起 m 值的增加。当温度为 373~473 K 时,一种非基面滑移机制——柱面滑移占据主导;当温度高于 473 K 时,非基面滑移的另一种形式——锥面滑移出现,与并未消失的柱面滑移同时存在。然而,当温度低于 523 K 时,引起 m 值降低的原因却不是滑移,而是与之相对的、长期并存的另一种变形机制——孪晶^[17]。综合看来,图 3 所示的 m 值响应规律反映了材料变形和内部组织转变耗散热量的变化,以及滑移与孪晶两大变形机制的动态平衡。 m 值为负在某种程度上意味着微观缺陷(如动态时效、形变孪生、微细裂纹萌生等)出现,但这并不意味着负 m 值可以识别所有的产生微观缺陷的变形条件,还需要进一步结合能量耗散图、失稳判据等进一步加以判别。这种最初的不稳定变形区的识别结果如表 1 所示。

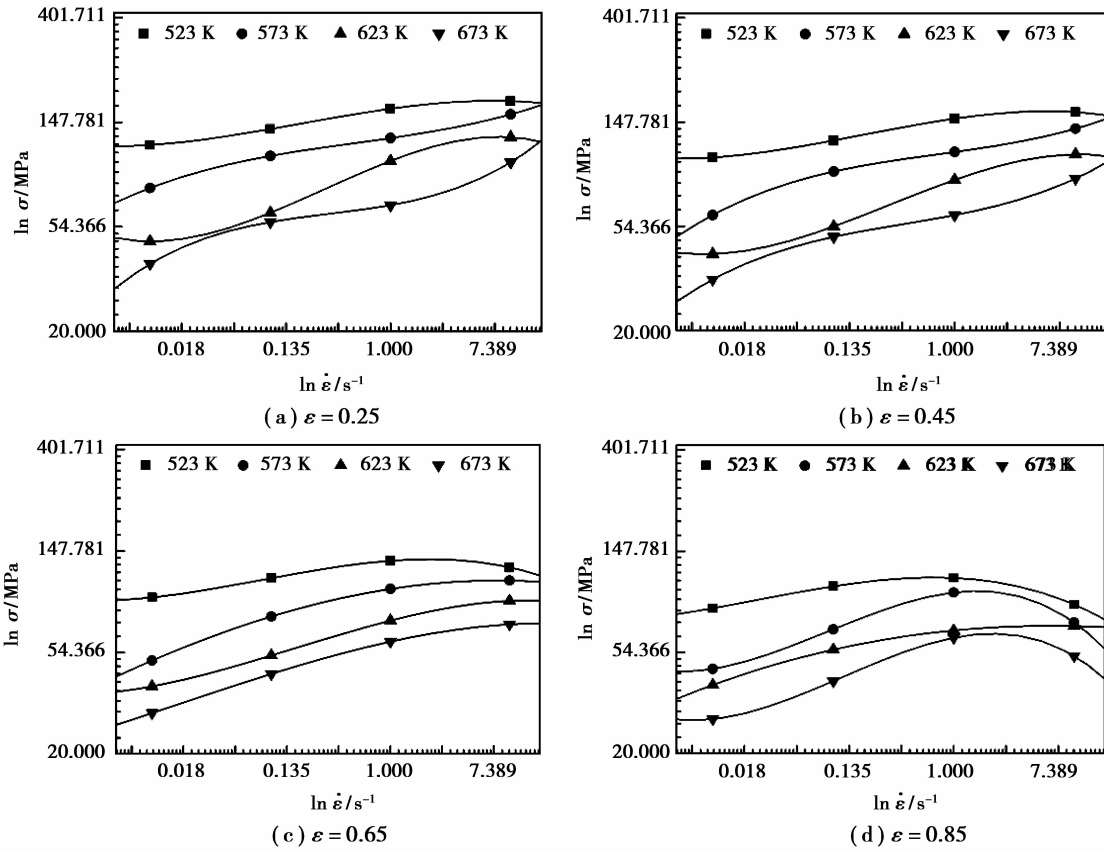


图 2 在不同温度和真应变的条件下应力与应变速率的关系曲线

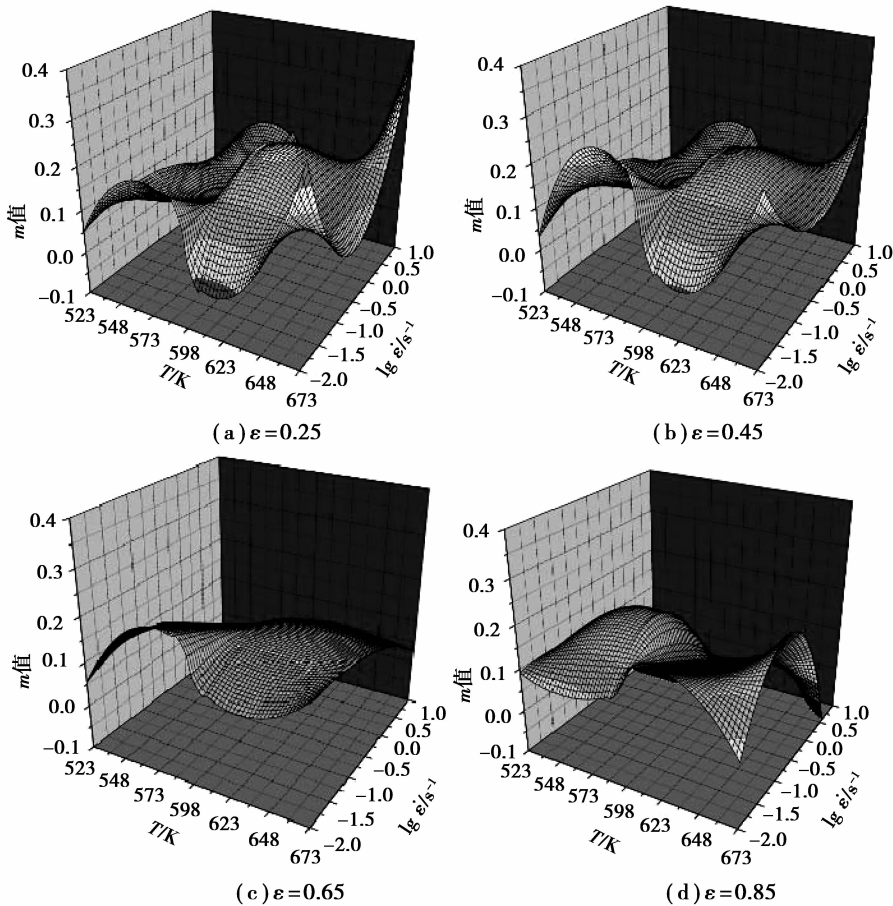


图 3 不同应变条件下应变率敏感系数 m 对温度及应变速率的响应曲面

表 1 通过 m 值响应曲面识别的失稳变形条件

应变	应变 速率 /s ⁻¹	温度/K			
		523	573	623	673
0.25	10	-0.008		-0.030	
0.45	10	-0.035			
0.65	10	-0.113	-0.011		
0.85	1	-0.020			
	10	-0.223	-0.373	-0.006	-0.316

3.2 能量耗散率 η

以式(4)计算得到的 η 值为依据,绘制出 η 值在不同应变变量、温度、应变速率下的等值分布曲线,如图 4 所示。图中曲线的值表示 η 值,黑色区域表示 η 值为负即组织转变不稳定区域。从中看出,温度低于 598 K 及应变速率小于 0.3 s⁻¹ 时, η 值在任何应变变量下都处于较高水平;在应变变量由 0.25 增加到 0.45 时, η 值的分布无明显变化;当应变变量由 0.45 增加到 0.85 时, η 值的分布变化显著。根据 η 值越高组织转变越稳定的原则来识别在不同应变变量下最

大 η 值对应的变形条件,即最佳变形条件如表 2 所示,最佳变形条件周围的变形区间将优先推荐。此外,进一步确认了通过 η 值识别的失稳变形区完全包含了通过 m 值识别的失稳变形区。

表 2 通过 η 值确定最佳的热加工区域

应变	应变 速率/s ⁻¹	温度/K				
		573	580	623	635	673
0.25	0.3		0.37			
	0.01	0.30				
	0.01				0.37	
0.45	0.3		0.33			
	0.01	0.37				
0.65	0.18		0.27			
	0.01	0.30				
0.85	0.1		0.33			
	0.3			0.30		

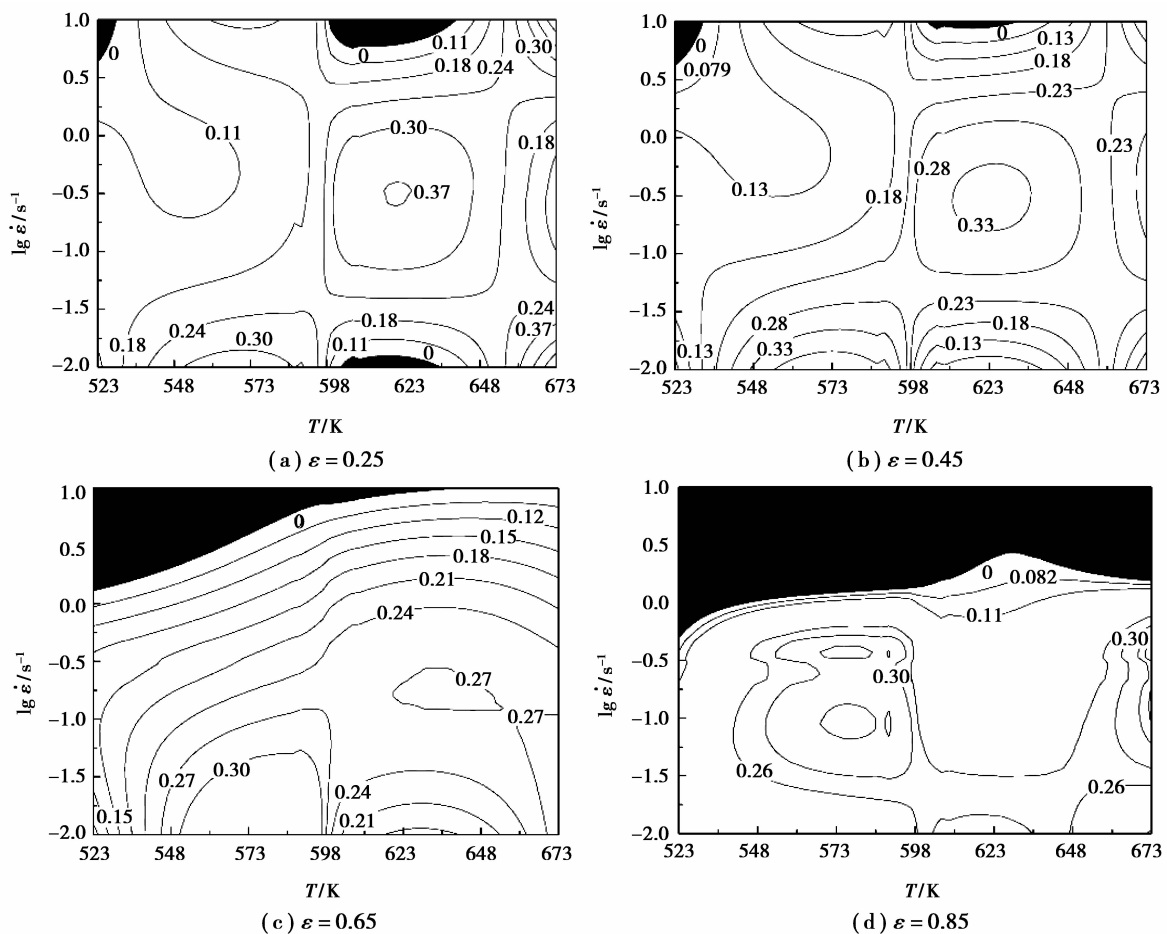


图 4 AZ80 镁合金不同变形条件下的能量耗散图

3.3 失稳判据 ξ

以公式(5)计算得到的失稳判据值为依据,绘制出在不同的应变率下 ξ 值在不同温度、应变速率下的等值分布曲线,如图5所示。当 $\xi > 0$ 时,对应的变形条件是稳定区;当 $\xi \leq -1$ 时,对应的变形条件是不稳定区;当 $-1 < \xi \leq 0$ 时,稳定变形和失稳变形同时存在,这个区域被称为亚稳定区域。通过图5可看出:随着应变量的增加,流变失稳区总面积增加,流变亚稳区总面积减小,流变稳区总面积先增加后减小,且各分散的孤立区间有逐渐整合的趋势。最后,综合考虑前面的两项指标发现:应变

速率敏感性指数与能量损耗率为负的变形区全部包容在亚稳定与失稳区。

通过梳理3个指标的计算过程可知: m 值对温度、应变速率及应变的响应正是造成 η 值和 ξ 值变化的重要驱动。进一步比较图3和图5可知: m 值为负的变形区间总面积随着应变量的增加而增加,同样流变失稳区总面积随着应变量的增加而增加。根据前文的分析,较低的 m 值意味着变形具有较少的滑移系及更多的孪晶机制,而这些均是导致失稳及亚稳定的重要原因。但是 m 值越高并不意味着变形越安全,仍需借助 η 值和 ξ 值进一步判别。

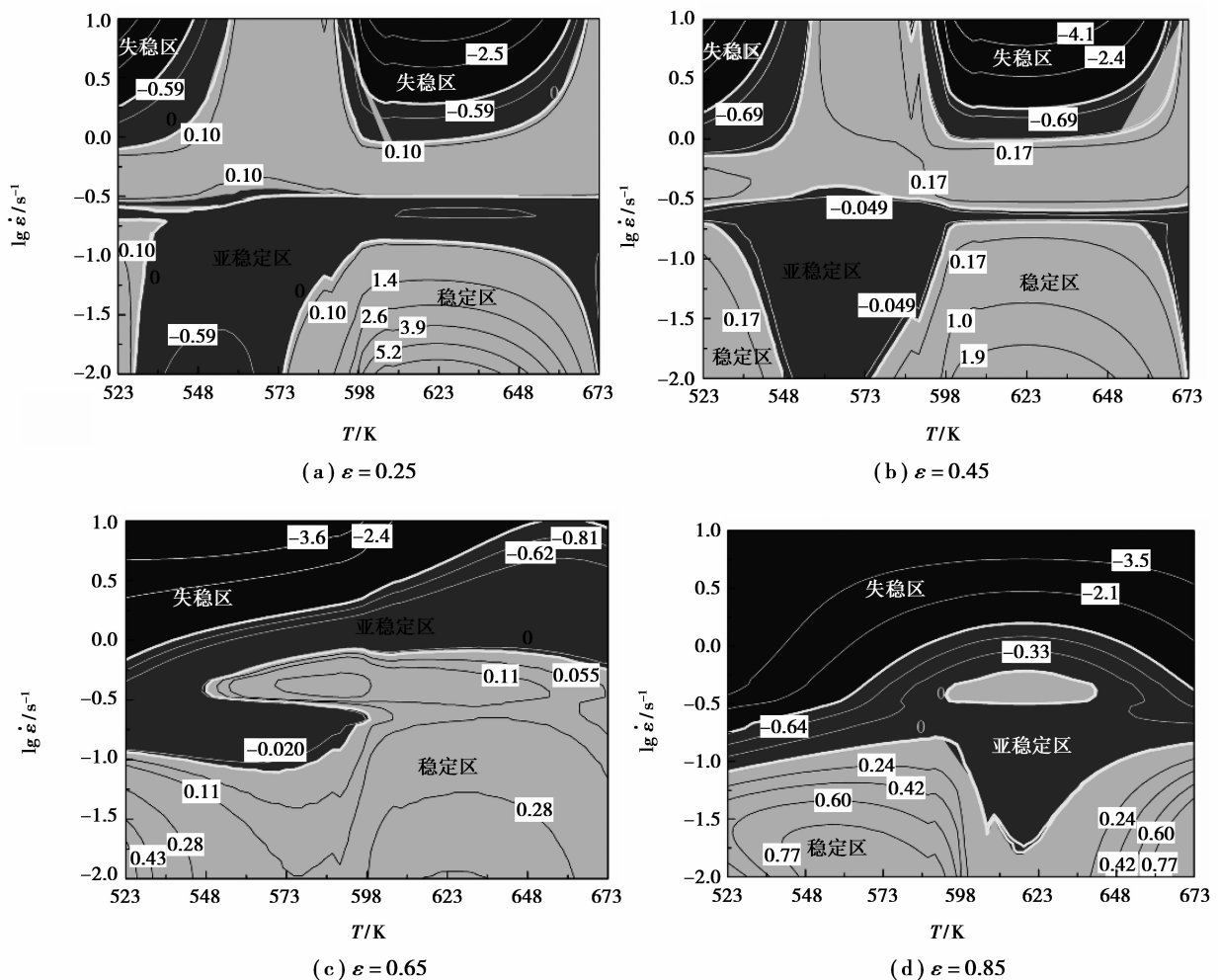


图5 失稳图显示了在不同的应变、温度以及应变速率下稳定的和失稳的区域

4 金相观测

利用应变速率敏感指数、能量耗散率、失稳判据三重指标,层层递进以更苛刻的判别条件识别出更大的失稳区间,失稳的形式涵盖孪晶、绝热剪切、微裂纹。为了验证前述计算的可靠性,分别对稳态变

形区间内的动态再结晶稳健变形形态,失稳变形区间内的失效形式进行识别。图6展示了AZ80镁合金在真应变0.85,变形温度573 K和应变速率 $0.01 s^{-1}$ 下的动态再结晶形态,可以清晰地看出在初始的等轴晶晶界附近有细小晶粒出现,并呈现典型的动态再结晶“项链式”分布形态,经检测在试样

断面上无失稳缺陷,因此金相学观察表明:该变形条件下,功率耗散因子处于较高水平且变形机制主要是伴随动态再结晶的连续滑移,该变形工艺参数范围是稳态区域。图 7 展示了 AZ80 镁合金在真应变 0.85 下的 3 种失稳形态,从图 7(a)看出裂纹迹像伴随着流动位错带的产生而出现;从图 7(b)看出在一定变形条件下,伴随动态再结晶的连续滑移机制中存在少量孪晶,这将成为局部脆性加强的区域,即为脆性裂纹源的前期形态;从图 7(c)看出在高能量耗散区域,伴随动态再结晶的连续滑移机制中存在着局部细晶粒趋向化的应力薄弱带,即为裂纹源的前期形态。

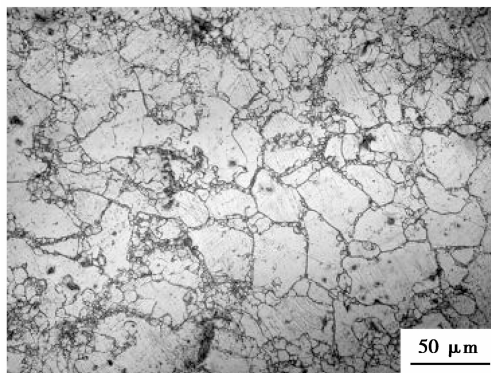
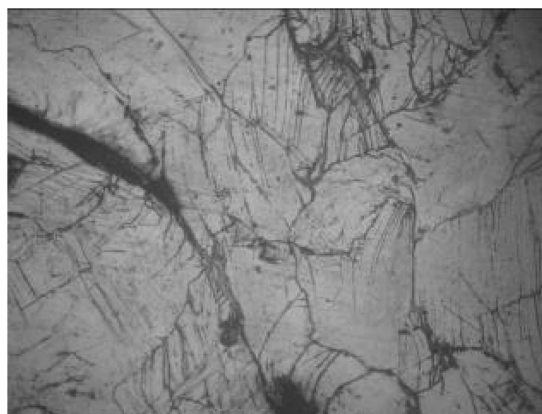
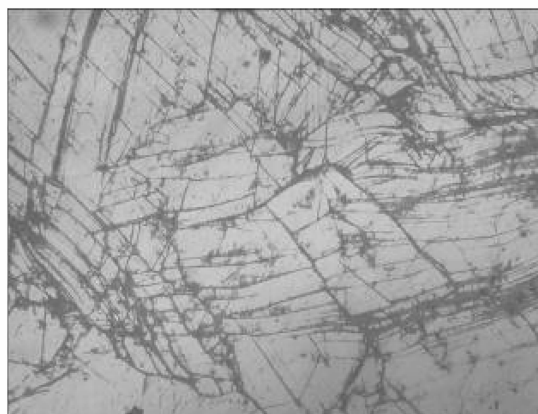


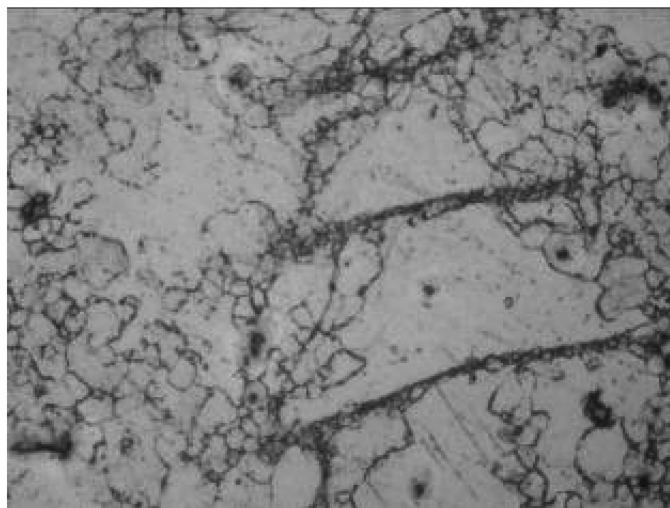
图 6 AZ80 镁合金在真应变 0.85, 变形温度 573 K 和应变速率 0.01 s^{-1} 下的动态再结晶形态



(a) 裂纹 ($673 \text{ K} \& 10 \text{ s}^{-1}$)



(b) 孪晶 ($573 \text{ K} \& 1 \text{ s}^{-1}$)



(c) 绝热剪纹 ($623 \text{ K} \& 1 \text{ s}^{-1}$)

图 7 AZ80 镁合金在真应变 0.85 下识别的失稳形态

5 结 论

1) 应力、温度、应变速率、应变量的共同作用诱导的多种变形机制转化及同时存在都将引起应变速

率敏感系数 m 值的剧烈响应,通过 m 值的正负识别的变形稳定与失稳区间均需结合能量耗散图、失稳判据进一步加以判别。

2) 通过能量耗散图识别出 η 值为负,即不稳定

变形区,以及 η 值处于较高水平即微观组织稳定转变的稳态变形区。此外,通过 η 值识别的失稳变形区完全包容了通过 m 值识别的失稳变形区。

3)通过失稳判据分布图识别出 $\xi > 0$ 的稳定变形区、 $\xi \leq -1$ 的失稳变形区、 $-1 < \xi \leq 0$ 的亚稳定变形区,随着应变量的增加,流变失稳区总面积增加,流变亚稳区总面积减小,流变稳区总面积先增加后减小,且各分散的孤立区间有逐渐整合的趋势。此外,通过 ξ 值识别的失稳变形区完全包容了通过 m 值、 η 值识别的失稳变形区。

参考文献:

- [1] BARNETT M. Influence of deformation conditions and texture on the high temperature flow stress of magnesium AZ31[J]. *Journal of Light Metals*, 2001, 1(3):167-177.
- [2] LIU J, CUI Z S, LI C X. Modelling of flow stress characterizing dynamic recrystallization for magnesium alloy AZ31B[J]. *Computational Materials Science*, 2008, 41(3): 375-382.
- [3] ALSAMMAN T, GOTTSTEIN G. Dynamic recrystallization during high temperature deformation of magnesium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 490(1/2): 411-420.
- [5] ZHOU H T, YAN A Q, LIU C M. Dynamic recrystallization behavior of AZ61 magnesium alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2005, 15(5): 1055-1061.
- [5] 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.
- [6] PRASAD Y V R K, RAO K P. Processing maps and rate controlling mechanisms of hot deformation of electrolytic tough pitch copper in the temperature range 300-950°C[J]. *Materials Science and Engineering A: Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2005, 391(1/2): 141-150.
- [7] PRASAD Y V R K, GEGEL H L, DORAIVELU S M, et al. Modelling of dynamic material behaviour in hot deformation: forging of Ti-6242[J]. *Metallurgical Transaction A*, 1984, 15(10): 1883-1892.
- [8] GANESAN G, RAGHUKANDAN K, KARTHIKEYAN R, et al. Development of processing map for 6061 Al/15% SiC_p through neural networks[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 166(3): 423-429.
- [9] MENG G, LI B L, LI H M, et al. Hot deformation and processing maps of an Al-5.7 wt.%Mg alloy with erbium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 517(1/2): 132-137.
- [10] PRASAD Y V R K, SASIDHARA S. Hot working guide: a compendium of processing maps[M]. *Materials Park, OH: ASM International*, 1997:25-545.
- [11] 鲁世强, 李鑫, 王克鲁, 等. 用于控制材料热加工组织与性能的动态材料模型理论及其应用[J]. *机械工程学报*, 2007, 43(8): 77-85.
- LU SHI-QIANG, LI XIN, WANG KE-LU, et al. Dynamic material model theory and its application for controlling microstructures and properties of hot worked materials[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2007, 43(8): 77-85.
- [12] KIM H Y, KWON H C, LEE H W, et al. Processing map approach for surface defect prediction in the hot bar rolling [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 205(1/3): 70-80.
- [13] TAN C W, XU S N, WANG L, et al. Effect of temperature on mechanical behavior of AZ31 magnesium alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2007, 17(1): 41-45.
- [14] NARAYANA-MURTY S V S, NAGESWARA-RAO B, KASHYAP B P. Identification of flow instabilities in the processing maps of AISI 304 stainless steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 166(2): 268-278.
- [15] RAMANATHAN S, KARTHIKEYAN R, GANESAN G. Development of processing maps for 2124 Al/SiC_p composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 441(1/2): 321-325.
- [16] YAO X X, ZAJAC S, HUTCHINSON B. The strain-rate sensitivity of flow stress and work-hardening rate in a hot deformed Al-1.0 Mg alloy [J]. *Journal of Materials Science Letters*, 2000, 19(9): 743-744.
- [17] LU K, LU L, SURESH S. Strengthening materials by engineering coherent internal boundaries at the nanoscale[J]. *Science*, 2009, 324(5925): 349-352.