文章编号：1004-0609(2014)12-2961-08

Mg-Gd-Y-Zr 合金热压缩变形组织及塑性失稳判据

吴懿萍[1,2]，张新明[1,2]，邓运来[1,2]，唐昌平[1,2]，张 骞[1,2]，仲莹莹[3]

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083；
2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410012；
3. 中国航天科学和工业集团 防御技术研究试验中心，北京 100854)

摘 要：采用 Geeble−1500 热模拟实验机对 Mg-6Gd-3Y-0.5Zr 合金进行热压缩实验，设定变形温度为 623~773 K、变形速率为 0.001~1 s^{-1}、最大真应变为 0.6，利用指数函数关系计算合金的表观激活能，并建立合金的表观激活能图。根据动态材料模型(DMM)计算该合金的加工图，综合分析合金的表观激活能图、加工图以及 m、$\dot{m}$、S 和 $\dot{S}$ 这 4 个判据得到：在 723 K、0.01 s^{-1} 以及 773 K、0.1 s^{-1} 的条件下，该合金能够获得稳定的塑性变形，并确定为该合金的最佳变形工艺。结合表观激活能图、加工图以及 m、$\dot{m}$、S 和 $\dot{S}$ 这 4 个判据，能够更加准确地判断合金塑性失稳的工艺范围。

关键词：Mg-Gd-Y-Zr 合金；热压缩；加工图；表观激活能；塑性失稳判据
中图分类号：TG146.2 **文献标志码**：A

Microstructure and plastic instability criteria of Mg-Gd-Y-Zr alloy during hot compression

WU Yi-ping[1,2], ZHANG Xin-ming[1,2], DENG Yun-lai[1,2], TANG Chang-ping[1,2], ZHANG Qian[1,2], ZHONG Ying-ying[3]

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
2. Key Laboratory of Nonferrous Materials, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410012, China;
3. Defense Technology Research and Test Center, China Aerospace Science and Industry Corporation, Beijing 100854, China)

Abstract: The hot compression tests were performed on Mg-6Gd-3Y-0.5Zr alloy at the deformation temperatures of 623−773 K, strain rates of 0.001−1 s^{-1} and the maximum true strain of 0.6 by using Geeble−1500 test machine. The apparent activate energy was calculated according to exponential function, and the apparent activate energy map was established. The processing map was obtained according to dynamic materials model (DMM). The optimum deformation conditions when the alloy can obtain the stable plastic deformation are obtained at condition of 723 K, 0.01 s^{-1} and 773 K, 0.1 s^{-1} by analyzing the apparent activate energy map, processing map and four criteria of m, $\dot{m}$, S and $\dot{S}$ systematically. A more accurate range of the conditions for instable deformation can be determined by analyzing the apparent activate energy map, processing map and four criteria.

Key words: Mg-Gd-Y-Zr alloy; hot compression; processing map; apparent activate energy; plastic instability criteria

Mg 合金为目前工业应用中密度最小的金属结构材料，具有优异的比强度和比刚度[1]。实际应用的 Mg 合金主要有 Mg-Al 系、Mg-Zn 系和 Mg-稀土(RE)系等[2]。其中 Mg-RE 系合金由于其出色的高温力学性能和抗蠕变性能，在航空航天等领域正受到原来越多的关注[3]。Mg 为 HCP 结构，变形过程中主要的滑移系有基面、棱柱面和锥面滑移。室温下变形的以基面滑移为主，通过孪生来协调变形，合金的加工性能往往

基金项目：国防预研基金资助项目(51312010503)
收稿日期：2014-02-18；**修订日期**：2014-04-28
通信作者：张新明，教授，博士；电话：0731-88830265；E-mail: wuyipingjia@126.com

较差。随变形温度升高，一方面合金中非基面滑移系启动，另一方面合金将发生动态再结晶(Dynamic recrystallization, DRX)，合金加工性能得到改善，故 Mg 合金通常在高温下进行成形[4−5]。

为研究材料的高温变形机理，RAJ[6]基于原子模型，提出了“损伤形核图”(Raj 图)，并绘制了 Al 合金的 Raj 图。PRASAD 等[7]基于动态材料模型(Dynamic materials model, DMM)提出了热加工图理论，该理论被应用于 Al 合金[8−10]、Mg 合金[11−13]、Ti 合金[14−16]等材料的高温变形机理研究和热加工工艺优化。Mg-Gd 系合金因其优异的高温性能和抗蠕变性能，正逐步成为 Mg 合金的研究热点[17−18]。加工图理论也被用来研究 Mg-Gd 系合金热变形行为和热加工工艺。肖宏超等[19]利用加工图研究了 Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金的热变形行为，并提出其合适的热变形工艺为温度 450~500 ℃、变形速率为 0.1~1 s^{-1}。在其他 Mg-Gd 系合金中也获得相近的热变形工艺[20−22]。采用的方法均给予 DMM 理论，评价标准也都大致相同。

热加工图分为两部分：一部分为能量耗散效率图，PRASAD 等[7]认为其与变形机理有关；一部分为失稳图，表示了材料将发生塑性失稳的区域。另外，由于表观激活能也与变形机理有关，故有学者也尝试采用表观激活能图来描绘材料的热加工图[23−24]，并结合 PRASAD 等[7]提出的失稳图来判断材料塑性失稳区域[25−26]。材料失稳也可通过如下 4 个依据进行判断[25−26]：1) $0<m<1$，即 m 若为 0 或负时材料容易断裂；2) $\dot{m}=m/\lg\dot{\varepsilon}<0$，即 $\dot{m}$ 若为正，则可能造成材料灾难性断裂；3) $S=\partial\lg\sigma/[\partial\lg(1/T)]>1$，即若 $S<1$ 或为负则可能形成塑性失稳；4) $\dot{S}=\partial S/[\partial\lg\dot{\varepsilon}]<0$，这能保证高温下材料变形不会形成绝热剪切，减少局部变形的发生。其中 m、$\dot{\varepsilon}$、σ 和 T 分别为应变速率敏感指数、应变速率、流变应力和绝对温度。目前，虽然有许多研究者对合金的热加工图展开了研究，但鲜见综合使用 Prasad 热加工图、表观激活能图以及上述 4 个判据来研究材料的高温变形的报道。本文作者以 Mg-6Gd-3Y-0.5Zr 合金为研究对象，结合热加工图、表观激活能图和以上 4 个判据综合研究该合金的热加工行为和变形机理，并精确地获得该合金热压缩变形下的最佳加工工艺。

1 实验

热压缩试验材料为 Mg-6Gd-3Y-0.5Zr 稀土镁合金。铸锭进行 793 K、24 h 均匀化处理，然后置于空气中冷却，进而在线切割机上切取若干个热压缩试样(d 10 mm×15 mm)。热压缩变形在 Gleeble−1500 热模拟试验机上进行，设定变形温度为 623~773 K，应变速率为 1×10^{-3}~1 s^{-1}，最大真应变为 0.6。热压缩前试样中间位置焊接热电偶丝以测量试样温度。试样两端涂抹含石墨的固体润滑剂以减小变形时的摩擦。热压缩时 1 min 内升温到变形温度并保温 3 min，保证试样压缩时温度均匀。所有试样变形完成后立即置于室温水中冷却以固定高温变形结束时的显微组织，转移时间少于 0.5 s。真应力−真应变曲线根据计算机采集的变形过程中力−位移数据计算获得。用于显微组织观察的试样截面沿平行于压缩轴截取，即压缩方向(Compression direction, CD)−径向(Radius direction, RD)截面。然后将试样在金相砂纸上粗磨、精磨并机械抛光后，采用饱和酒石酸溶液对试样表面进行侵蚀直至晶界清晰。采用 XJP−6A 金相显微镜(Optical microscope, OM)观察压缩试样的显微组织。采用截线法统计合金再结晶区域的晶粒度，每个试样的截点不少于 100 个。

2 结果与分析

2.1 真应力−真应变曲线

合金在不同温度和不同应变速率下热压缩的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线如图 1 所示。曲线主要呈现两种特征：1) 随着应变增加，应力先上升，但上升幅度逐渐减缓，直至达到峰值应力(σ_p)后，应力逐渐下降。合金在(623 K, 0.001~1 s^{-1})、(673 K, 0.1~1 s^{-1})、(723 K, 1 s^{-1})和(773 K, 1 s^{-1})的变形条件下压缩后的曲线呈现该特征；2) 随着应变增加，应力先迅速上升，达到峰值应力后，应力值基本保持不变。合金在(673 K, 0.001~0.01 s^{-1})、(723 K, 0.001~0.1 s^{-1})和(773 K, 0.001~0.1 s^{-1})下的压缩曲线呈现该特征。

在 623 K 变形时，随着应变速率的增加，曲线达到峰值应力所对应的应变(ε_p)逐渐增加，但当应变速率增加至 1 s^{-1} 时，ε_p 却有所下降。同时，当应变超过 0.4 时，在 1 s^{-1} 压缩时的应力值开始低于 0.1 s^{-1} 下的应力值，如图 1(a)中箭头所示。这说明此时合金已发生塑性失稳。本文作者将主要讨论应变为 0.4 时合金的热加工图。基于该 $\sigma-\varepsilon$ 曲线的 σ_p 和应变为 0.4 时的应力($\sigma_{0.4}$)见表 1。

2.2 表观激活能图

本文作者研究该合金的热变形本构方程时发现，

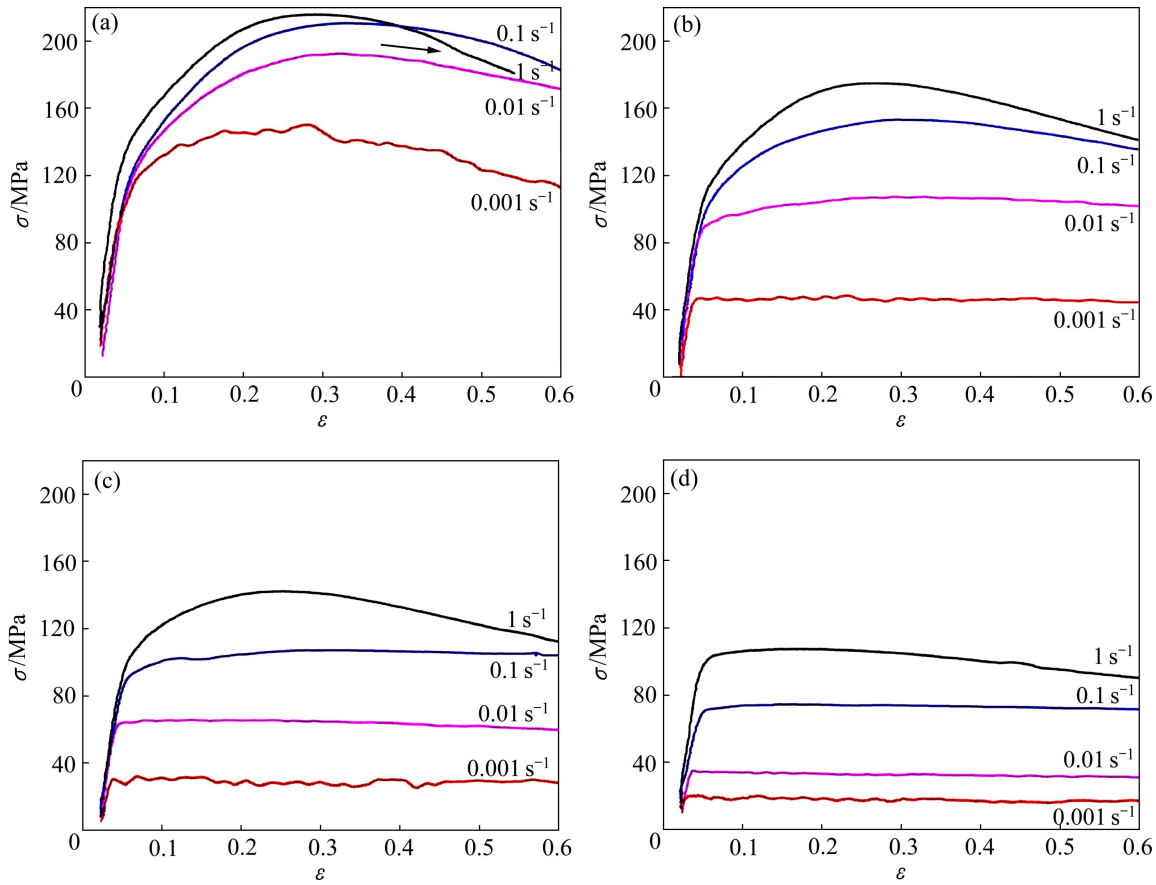

图 1　合金真应力−真应变曲线

Fig. 1　True stress−strain curves of alloy: (a) T=623 K; (b) T=673 K; (c) T=723 K; (d) T=773 K

表 1　图 1 中相关力学参数

Table 1　Relative mechanical parameters in Fig. 1

T/K	$\dot{\varepsilon}$ /s^{-1}	σ_p/MPa	$\sigma_{0.4}$/MPa
623	0.001	148	138
	0.01	191	189
	0.1	212	209
	1	226	208
673	0.001	65	45
	0.01	117	106
	0.1	152	149
	1	184	165
723	0.001	42	32
	0.01	75	63
	0.1	132	107
	1	162	133
773	0.001	18	18
	0.01	46	31
	0.1	73	73
	1	107	100

采用指数函数关系计算激活能时的拟合精度高于幂函数和双曲正弦函数[27]，因此，本研究中激活能的计算将基于指数函数关系，即

$$Z = A\exp(\beta\sigma_p) \tag{1}$$

式中：A 为应变独立因子；β 为硬化系数；σ_p 为 $\sigma-\varepsilon$ 曲线中的峰值应力；Z 为 Zener-Hollomon 参数，简称 Z 参数，其定义为

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{2}$$

式中：$\dot{\varepsilon}$ 为应变速率；Q 为表观激活能；T 为绝对温度；R 为摩尔气体常数。按照指数函数关系计算不同温度不同应变速率下的 Q，其结果如图 2 所示。随着变形条件的不同，Q 在 180~340kJ/mol 的范围内变化。Q 最大值出现在(623 K，0.01 s^{-1})附近，最小值出现在(683 K，1 s^{-1})附近。从图 2 中可见，位于(723 K，0.01 s^{-1})附近的区域(Domain I)内，Q 值存在一个平台；且随变形条件的变化，Q 值变化很小。

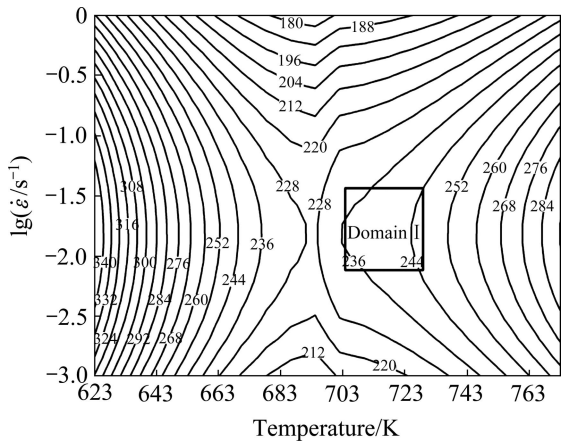

图 2 合金的表观激活能图

Fig. 2 Apparent activate energy map of alloy (Unit of data on curves is kJ/mol)

2.3 热加工图计算与分析

根据 DMM 模型[7]，材料塑性变形时的能量耗散效率 η 为

$$\eta=\frac{2m}{m+1} \tag{3}$$

式中：m 为应变速率敏感系数，其由下式定义：

$$m=\frac{\partial \lg\sigma}{\partial \lg\dot{\varepsilon}} \tag{4}$$

式中：σ 为流变应力；η 值越大，说明消耗于组织变化的能量越大。若采用 3 次样条函数拟合 $\lg\sigma$ 和 $\lg\dot{\varepsilon}$，即假设

$$\lg\sigma=k_1+k_2\lg\dot{\varepsilon}+k_3(\lg\dot{\varepsilon})^2+k_4(\lg\dot{\varepsilon})^3 \tag{5}$$

则 m 可表达为

$$m=k_2+2k_3\lg\dot{\varepsilon}+3k_4(\lg\dot{\varepsilon})^2 \tag{6}$$

大塑性变形时材料流变失稳判据为

$$\xi(\dot{\varepsilon})=\frac{\partial \lg(m/(m+1))}{\partial \lg\dot{\varepsilon}}+m=\frac{2k_3+6k_4\lg\dot{\varepsilon}}{m(m+1)\ln 10}+m<0 \tag{7}$$

基于上述理论，采用表 1 中 $\sigma_{0.4}$ 的数据，绘制试验合金的热加工图，如图 3 所示(图中轮廓线上数值为能量耗散效率，阴影区域为 $\xi(\dot{\varepsilon})<0$ 区域，即流变失稳区)。从图 3 中可见，应变速率大于 0.1 s^{-1} 的变形大多数位于塑性失稳区，且 η 值较低(<0.30)。这说明试验合金不适宜在高应变速率条件下进行塑性变形。在(773 K，0.01~0.1 s^{-1})区域(图 3 中 Domain Ⅱ)内，η 值达到较大(>0.50)。另外在(653~703 K，0.001 s^{-1})的区域内(图 3 中 Domain Ⅲ)内，η 值达到最高(>0.65)。由于 η 值代表组织变化消耗的能量所占总能量的比例，而 Mg 合金在高温变形时易发生动态再结晶来释放储能。因此可推断，在 η 值较大的上述两个区域内，合金压缩变形后，组织中可能发生了较大程度的动态再结晶。

另外值得关注的是，图 3 中也有 η 值变化很小的平台区域(Domain Ⅰ区域)，其大致位于(723 K，0.01 s^{-1})附近(此平台代表的变形范围与图 2 中 Q 值的平台区域 Domain Ⅰ非常相近)。在该区域内 η 值仍然较高(约 0.40)。由于 Q 和 η 值均表征了材料微观组织的变化，因此，该区域合金的变形组织变化较稳定。

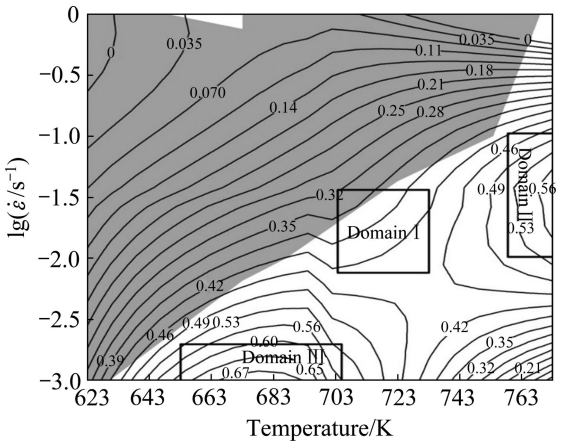

图 3 真应变为 0.4 时合金的能量耗散图

Fig. 3 Energy dissipation map of alloy at true strain of 0.4

2.4 m、$\dot{m}$、S 和 $\dot{S}$ 判据分析

图 4 所示为 m、$\dot{m}$、S 和 $\dot{S}$ 4 个参数随 T 和 $\dot{\varepsilon}$ 的变化图。图 4(a)中阴影部分代表 0<m<1，图 4(b)中阴影区域代表 $\dot{m}$<0，图 4(c)阴影部分示意了 S>1 区域，图 4(d)阴影部分示意了 $\dot{S}$<0 区域。即图 4 阴影区域为塑性变形稳定区域。从图 4 中可见，Domain Ⅰ区域均符合上述 4 个判据，Domain Ⅱ区域在低应变速率区域不符合 $\dot{m}$<0 判据，Domain Ⅲ区域则大部分不符合 $\dot{S}$<0 判据。特别地，(773K, 1 s^{-1})下变形不符合 0<m<1 和 $\dot{S}$<0 判据，(723 K, 0.001 s^{-1})和(773 K, 0.001 s^{-1})这两种条件均不符合 $\dot{m}$<0 和 $\dot{S}$<0 判剧。

因此，本实验过程中合金最优变形条件确定为(723 K，0.01 s^{-1})以及(773 K，0.1 s^{-1})。综合表观激活能图、热加工图以及 0<m<1、$\dot{m}$<0、S>1 和 $\dot{S}$<0 4 个判据这 3 种方法能够获得准确的变形稳定区域和最佳工艺。

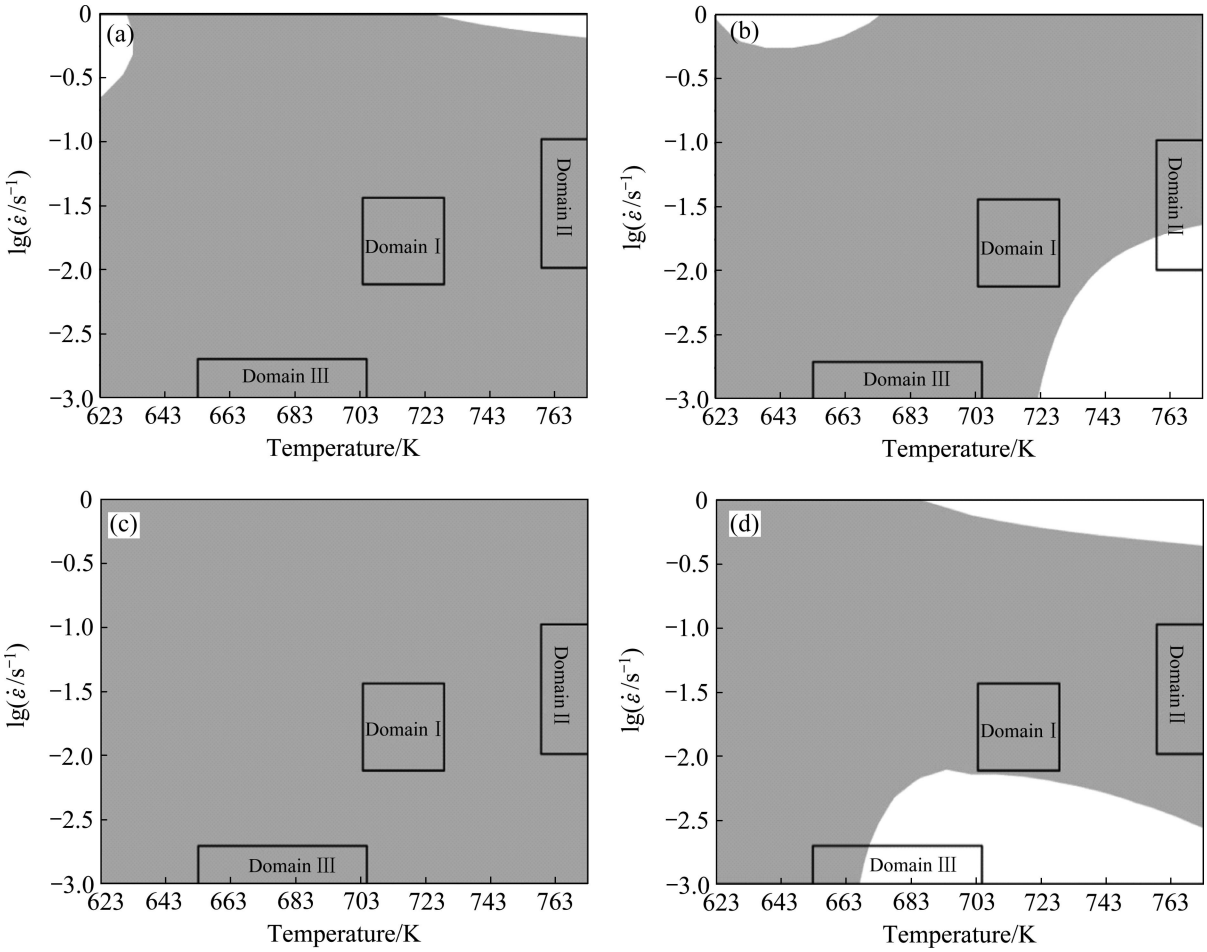

图 4　真应变为 0.4 时 m、$\dot{m}$、S 和 $\dot{\varepsilon}$ 的判据图

Fig. 4　Criteria maps at true strain of 0.4: (a) m; (b) $\dot{m}$; (c) S; (d) $\dot{\varepsilon}$

3　讨论

在低温或高应变速率条件下，Mg 合金的塑性变形以位错滑移为主，孪生作为协调机制。随着温度的升高或者应变速率的降低，合金将发生动态再结晶(DRX)。图 5 所示为本压缩实验中合金动态再结晶晶粒尺寸与温度和应变速率的关系。图 5 左上角晶粒尺寸为零的区域表示合金通过滑移和孪生产生塑性变形而未发生 DRX，合金变形时加工硬化显著，该区域内合金的塑性较差。正如图 6(a)所示，合金在 T=623 K、$\dot{\varepsilon}$=1 s^{-1} 下压缩至失稳后的金相组织中可见大量孪晶，且晶界附近能够观察到多处裂纹，未发现动态再结晶晶粒。从图 1(a)的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线中也可以观察到此条件下合金变形时存在明显的塑性失稳特征。随着应变速率的降低和变形温度升高，合金在局部区域发生动态再结晶，但动态再结晶晶粒尺寸很小(＜4 μm)，在未发生动态再结晶的晶粒内部仍通过位错滑移和孪生来变形，T=673 K、$\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1} 即位于该区域内。图 6(b)显示了合金在 T=673 K、$\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1} 下变形后的金相组织。合金组织中局部位置可观察到流变组织(如图 6(b)中箭头所示，高倍显微镜观察到其实际上为大量细小的 DRX 晶粒)，变形能力较图 6(a)时有所增强。虽然组织中孪晶数量减少，但在晶界处仍存在裂纹，显示了该条件下合金塑性变形的不稳定性。对比图 3 和 5 可以发现，若变形组织中只存在孪晶或动态再结晶发生不充分，变形基本位于失稳区内。

由图 2 可见，Domain Ⅰ内表观激活能 Q 值变化很小，而该区域与图 3 热加工图中 η 值变化较小的区域几乎重叠，两者均位于 T=723 K、$\dot{\varepsilon}$=0.01 s^{-1} 附近。由图 5 可见，在该区域内，合金再结晶晶粒尺寸的变化较小，且平均尺寸不大于 10 μm。为更加清晰地获得晶粒尺寸的变化规律，分别对 T=723 K 时不同应变速率及 $\dot{\varepsilon}$=0.01 s^{-1} 时不同温度下的动态再结晶晶粒尺寸变化趋势进行了分析。在 T=723 K 下，随着应变速率的降低，晶粒尺寸先缓慢增加，当应变速率减小到 0.01 s^{-1} 时，晶粒尺寸仅约 7 μm。继续降低应变速率

至 $\dot{\varepsilon}$=0.001 s^{-1} 时，晶粒尺寸迅速增加到约 24 μm；当 $\dot{\varepsilon}$=0.01 s^{-1} 时，再结晶晶粒尺寸随温度变化也有类似规律。T=623 K 时，再结晶晶粒尺寸很小(＜4 μm)，随着温度的升高，晶粒尺寸逐渐增加，但增加速度缓慢；至 T=723 K 时，晶粒尺寸约为 7 μm。继续升高温度，再结晶晶粒发生明显长大，至 T=773 K 时，晶粒尺寸已达到约 28 μm。故在 T=723 K、$\dot{\varepsilon}$=0.01 s^{-1} 条件下进行塑性变形时，合金能获得较为细小的动态再结晶晶粒，组织稳定，难以形成裂纹或局部流变，如图 6(c)所示。有研究者采用该方法研究 316L 不锈钢中表观激活能和再结晶晶粒尺寸的关系，并得出了类似结果[26, 28]。

由图 3 可看出，合金在 T=773 K、$\dot{\varepsilon}$=0.001 s^{-1} 进行塑性变形时，η 值低于 0.2。且此时合金动态再结晶晶粒迅速长大至 40 μm 以上(见图 5)。而在 T=773 K、$\dot{\varepsilon}$ 为 0.1~0.01 s^{-1} 进行塑性变形时，η 值能达到另一峰值。图 6(d)所示为 T=773 K、$\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1} 时合金热压缩变形后的显微组织，此时动态再结晶晶粒尺寸约 15 μm，在此变形条件下，合金也能够保持稳定的塑性变形。

因此，本文作者通过对显微组织的分析进一步确定了本试验中合金的最佳变形工艺为 T=723 K、$\dot{\varepsilon}$=0.01 s^{-1} 以及 T=773 K、$\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1}。

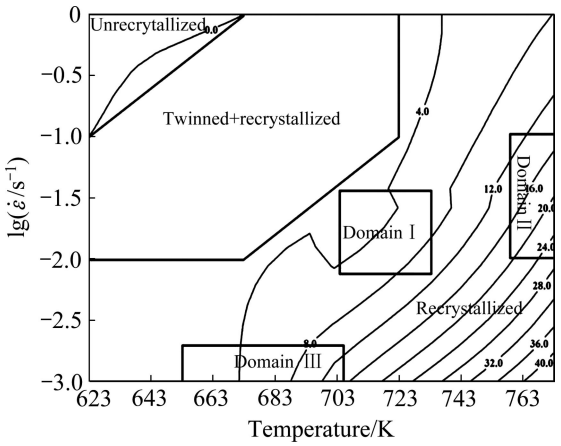

图 5 真应变为 0.6 时合金动态再结晶晶粒尺寸图

Fig. 5 DRX grain size map of alloy at true strain of 0.6 (Unit of data on curves is μm)

4 结论

1) 在低温或高应变速率下变形时，合金难以发生动态再结晶或动态再结晶程度较小，主要通过位错滑移和孪生产生较为严重的加工硬化。合金易在晶界处

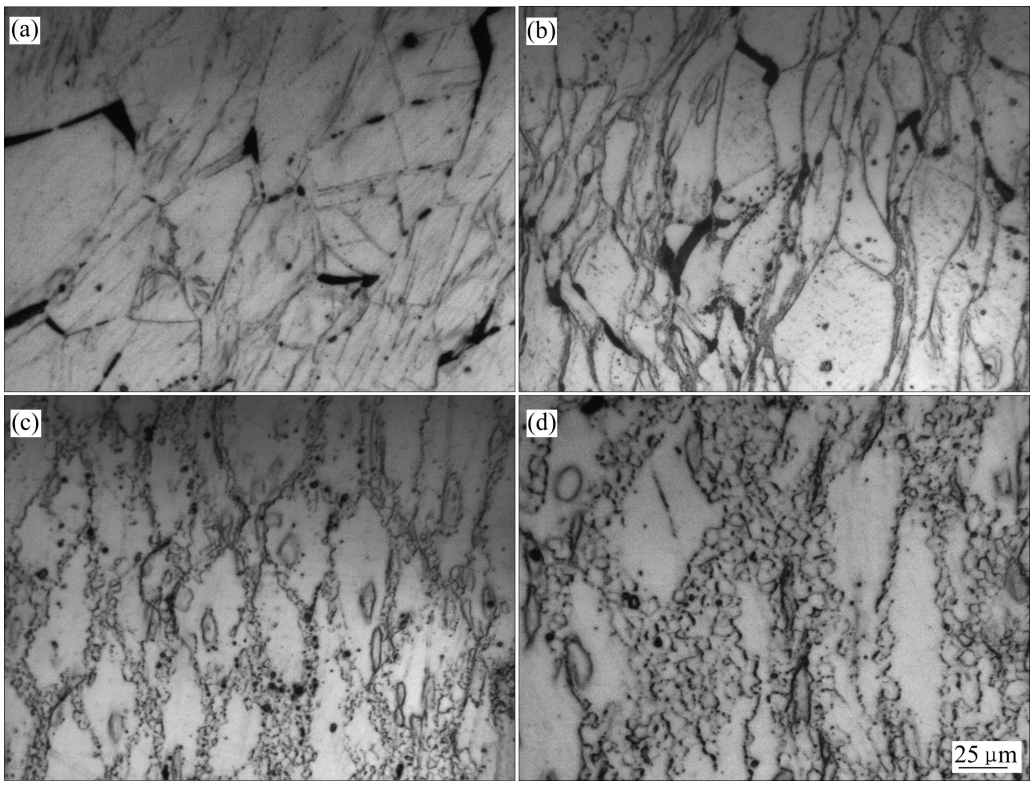

图 6 不同变形条件下合金的微观组织

Fig. 6 Microstructures of alloy under different deformation conditions: (a) T=623 K, $\dot{\varepsilon}$=1 s^{-1}; (b) T=673 K, $\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1}; (c) T=723 K, $\dot{\varepsilon}$=0.01 s^{-1}; (d) T=773 K, $\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1}

形成裂纹，造成塑性失稳。随着温度的升高或应变速率的降低，合金将发生较充分的动态再结晶并保持较小的再结晶晶粒尺寸，这有利于保持塑性变形的稳定性。继续升高温度或降低应变速率，再结晶晶粒尺寸发生明显长大，合金将发生不均匀的塑性变形。

2) 合金的最佳变形工艺为：T=723 K、$\dot{\varepsilon}$=0.01 s^{-1}以及 T=773 K、$\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1}。在该变形条件下，合金发生充分动态再结晶，再结晶晶粒尺寸较小，有利于保持稳定的塑性变形。

3) 结合表观激活能图、热加工图以及 0＜m＜1、$\dot{m}$＜0、S＞1 和 $\dot{S}$＜0 4 个判据能获得精确的合金发生塑性失稳的工艺范围。

REFERENCES

[1] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium: Properties−applications−potential[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 302(1): 37−45.

[2] 张新明, 彭卓凯, 陈健美, 邓运来. 耐热镁合金及其研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(9): 1443−1450.
ZHANG Xin-ming, PENG Zhuo-kai, CHEN Jian-mei, DENG Yun-lai. Heat-resistant magnesium alloys and their development[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(9): 1443−1450.

[3] ROKHLIN L L. Magnesium alloys containing rare earth metals: Structure and properties[M]. London: Taylor & Francis, 2003: 3−17.

[4] 陈振华, 严红革, 陈吉华, 全亚杰, 王慧敏, 陈　鼎. 镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004: 202−205.
CHEN Zhen-hua, YAN Hong-ge, CHEN Ji-hua, QUAN Ya-jie, WANG Hui-min, CHEN Ding. Magnisium alloys[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 202−205.

[5] POLLOCK T M. Weight loss with magnesium alloys[J]. Science, 2010, 328: 986−987.

[6] RAJ R. Development of a processing map for use in warm-forming and hot-forming processes[J]. Metallurgical Transactions A, 1981, 12(6): 1089−1097.

[7] PRASAD Y V R K, SASIDHARA S. Hot working guide: A compendium of processing maps[M]. Ohio: ASM International, 1997: 1−24.

[8] 黄光胜, 汪凌云, 陈　华, 黄光杰, 张所全. 2618 铝合金的热变形和加工图[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(5): 763−767.
HUANG Guang-sheng, WANG Ling-yun, CHEN Hua, HUANG Guang-jie, ZHANG Suo-quan. Hot deformation and processing maps of 2618 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(5): 763−767.

[9] 何振波, 李慧中, 梁霄鹏, 尹志民. Al-Zn-Mg-Sc-Zr 合金的热变形行为及加工图[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(6): 25−33.
HE Zhen-bo, LI Hui-zhong, LIANG Xiao-peng, YIN Zhi-min. Hot deformation behavior and processing map of Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(6): 25−33.

[10] MENG Gang, LI Bo-long, LI Hong-mei, HUANG Hui, NIE Zuo-ren. Hot deformation and processing maps of an Al-5.7wt.%Mg alloy with erbium[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 517(1/2): 132−137.

[11] WANG Y, ZHANG Y, ZENG X, DING W. Characterization of dynamic recrystallisation in as-homogenized Mg-Zn-Y-Zr alloy using processing map[J]. Journal of Materials Science, 2006, 41(12): 3603−3608.

[12] WANG Jing, SHI Bao-liang, YANG Yuan-sheng. Hot compression behavior and processing map of cast Mg-4Al-2Sn-Y-Nd alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(3): 626−631.

[13] XU Yan, HU Lian-xi, DENG Tai-qing, YE Lei. Hot deformation behavior and processing map of as-cast AZ61 magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 559: 528−533.

[14] LI Hui-zhong, ZENG Min, LIANG Xiao-peng, LI Zhou, LIU Yong. Flow behavior and processing map of PM Ti-47Al-2Cr-0.2Mo alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(4): 754−760.

[15] LEE K W, BAN J S, LEE M G, KIM G H, CHO K Z. Processing map for the hot working of Ti-8Ta-3Nb[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2008, 22(5): 931−936.

[16] 孔凡涛, 张树志, 陈玉勇. Ti-46Al-2Cr-4Nb-Y 合金的高温变形及加工图[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s233−s236.
KONG Fan-tao, ZHANG Shu-zhi, CHEN Yu-yong. Hot deformation and processing map of Ti-46Al-2Cr-4Nb-Y alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s233−s236.

[17] 汤伊金, 章桢彦, 靳　丽, 董　杰, 丁文江. Mg-Gd 系合金时效析出研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(1): 8−24.
TANG Yin-jin, ZHANG Zhen-yan, JIN Li, DONG Jie, DING Wen-jiang. Research progress on ageing precipitation of Mg-Gd alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(1): 8−24.

[18] 吴文祥, 靳　丽, 董　杰, 章桢彦, 丁文江. Mg-Gd-Y-Zr 高强耐热镁合金的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(11): 2710−2718.
WU Wen-xiang, JIN Li, DONG Jie, ZHANG Zhen-yan, DING Wen-jiang. Research progress of high strength and heat resistant Mg-Gd-Y-Zr alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(11): 2710−2718.

[19] 肖宏超, 刘楚明, 徐　璐, 王　霄, 万迎春. Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 镁合金热变形行为与加工图[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(2): 303−310.
XIAO Hong-chao, LIU Chu-ming, XU Lu, WANG Xiao, WAN

Ying-chun. Deformation behavior and processing map of Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(2): 303−310.

[20] SHAO Zhi-wen, ZHU Xiu-rong, WANG Rong, WANG Jun, XU Yong-dong, ZHAO Bao-rong, LING Guo-ping. Hot deformation and processing map of as-homogenized Mg-9Gd-3Y-2Zn-0.5Zr alloy[J]. Materials & Design, 2013, 51: 826−832.

[21] ZHOU H, WANG Q D, YE B, GUO W. Hot deformation and processing maps of as-extruded Mg-9.8Gd-2.7Y-0.4Zr Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 576: 101−107.

[22] XIA X, CHEN Q, ZHANG K, ZHAO Z, MA M, LI X, LI Y. Hot deformation behavior and processing map of coarse-grained Mg-Gd-Y-Nd-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 587: 283−290.

[23] RAMANATHAN S, KARTHIKEYAN R, GANASEN G. Development of processing maps for 2124Al/SiC_p composites[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 441(1/2): 321−325.

[24] ZHANG Jing-qi, DI Hong-shuang, WANG Hong-tao, MAO Kun, MA Tian-jun, CAO Yu. Hot deformation behavior of Ti-15-3 titanium alloy: a study using processing maps, activation energy map, and Zener-Hollomon parameter map[J]. Journal of Materials Science, 2012, 47(9): 4000−4011.

[25] MALAS J C III. Methodology for design and control of thermomechanical processes[D]. Ohio: Ohio University, 1991: 62−63.

[26] PRASAD Y V R K, SESHACHARYULU T. Modelling of hot deformation for microstructural control[J]. International Materials Reviews, 1998, 43(6): 243−258.

[27] 张新明, 吴懿萍, 邓运来, 唐昌平. Mg-Gd-Y-Zr 合金热变形本构方程[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(12): 2987−2994.
ZHANG Xin-ming, WU Yi-ping, DENG Yun-lai, TANG Chang-ping. Constitutive equation during hot compression deformation of Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(12): 2987−2994.

[28] VENUGOPAL S, MANNAN S L, PRASAD Y V R K. Processing map for hot working of stainless steel type AISI 316L[J]. Materials Science and Technology, 1993, 9(10): 899−906.

(编辑 李艳红)