

## 不同准晶含量 Mg-Zn-Gd-Y 合金的高温热压缩变形行为

张 鉴<sup>1</sup>, 张新平<sup>1</sup>, 袁广银<sup>1,2</sup>, 张 松<sup>1</sup>, 丁文江<sup>1,2</sup>

(1. 上海交通大学 轻合金精密成型国家工程研究中心, 上海 200240;

2. 上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

**摘 要:** 在应变速率为  $0.001\ 5\sim 1.5\ s^{-1}$ 、温度为  $315\ ^\circ C$  条件下, 在 Gleeble-3500 热模拟机上对不同准晶含量(体积分数)Mg-Zn-Gd-Y 合金的高温热压缩变形特性进行研究。研究变形过程中合金的真应力与应变关系, 通过选取合理模型描述了  $315\ ^\circ C$  时合金的流变应力与应变速率的关系, 并对不同准晶含量的合金在不同变形量下的微观组织进行观察。结果表明: 高应变速率下不同准晶含量的 Mg-Zn-Gd-Y 合金的真应力—应变曲线差异较大, 高准晶含量 Mg-Zn-Gd-Y 合金表现出较好的塑性变形能力; 应变速率的变化对高准晶含量 Mg-Zn-Gd-Y 合金的流变应力影响较大, 且 Mg-Zn-Gd-Y 合金变形后晶粒随应变速率的增大而减小; 在塑性变形过程中, 准晶可以促进 Mg-Zn-Gd-Y 合金的动态再结晶, 同时也有利于孪晶的生成。

**关键词:** Mg-Zn-Gd-Y 合金; 准晶; 流变应力; 动态再结晶

中图分类号: TG 146

文献标识码: A

## Hot deformation behavior of Mg-Zn-Gd-Y base alloys with different contents of quasicrystal

ZHANG Jian<sup>1</sup>, ZHANG Xin-ping<sup>1</sup>, YUAN Guang-yin<sup>1,2</sup>, ZHANG Song<sup>1</sup>, DING Wen-jiang<sup>1,2</sup>

(1. National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

2. State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

**Abstract:** Hot compression tests of Mg-Zn-Gd-Y alloys with different volume fractions of quasicrystal were performed on Gleeble-3500 at strain rate range of  $0.001\ 5\sim 1.5\ s^{-1}$  and constant deformation temperature of  $315\ ^\circ C$ . The relationship between the true stress and true strain of the Mg-Zn-Gd-Y base alloys was studied in the tests, and a proper constitutive equation was selected to describe the relation between the flow stress and strain rate. The microstructures of the investigated alloys were also studied in the hot-compression procedure. The results show that the true stress vs true strain curves vary with different volume fractions of quasicrystal at higher strain rate, the alloys with higher volume fraction of quasicrystal exhibit better formability. The strain rate change has a more significant impact on the flow stress of Mg-Zn-Gd-Y alloys with higher volume fraction of quasicrystal. The average grain sizes of the transformed Mg-Zn-Gd-Y alloys decrease with increasing strain rate. The dynamic recrystallization of Mg-Zn-Gd-Y alloys can be promoted by quasicrystal during deformation. At the same time, the quasicrystal also favors the formation of deformation twins.

**Key words:** Mg-Zn-Gd-Y alloys; quasicrystal; flow stress; dynamic recrystallization

镁合金是实际应用中最轻的金属结构材料, 在汽车工业、电子通信、航空航天、国防军事等领域具有极其重要的应用价值和广阔的应用前景, 被誉为“21

世纪绿色工程材料”<sup>[1]</sup>。Mg-Zn 系合金是开发最早和应用最广泛的镁合金之一, 室温下一般具有较好的综合力学性能, 但在  $150\ ^\circ C$  以上的工作温度下, 其力学

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(5050103); 上海市基础研究基金资助项目(05JC14023)

收稿日期: 2008-11-17; 修订日期: 2009-03-13

通讯作者: 袁广银, 教授, 博士; 电话: 021-34203051; 传真: 021-34202794; E-mail: gyyuan@sjtu.edu.cn

性能和耐蚀性的大幅度降低限制了其进一步应用。近年来,通过添加稀土元素已成为 Mg-Zn 系合金改善镁合金综合性能的重要手段,但高稀土含量会导致合金成本和密度的增加, SINGH 等<sup>[2-3]</sup>和 LIU 等<sup>[4]</sup>的研究表明,富镁成分区的 Mg-Zn-RE 系(RE 代表 Y 和稀土元素)合金在一定的 Zn 与 Gd 摩尔比范围内,添加较少稀土元素就会在合金中形成一种高温下稳定的准晶相,这种二十面体的准晶具有较低的界面能,且不随温度的升高而长大粗化,表现出较高的热力学稳定性,对合金的强化效果显著。LEE 等<sup>[5]</sup>比较了不同准晶含量 Mg-Zn-Y 合金热轧后的力学性能,发现在室温下合金的强度随准晶含量的增加而提高,高温下合金的强度和塑性也可通过调整准晶的含量而灵活配置。袁广银等<sup>[6]</sup>对不同状态下准晶增强 Mg-Zn-Gd 的力学性能进行了对比分析,发现在 300~400 °C 下挤压后,合金中的准晶相仍稳定存在,合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别达到 214 MPa、311 MPa 和 16%。准晶在 Mg-Zn-RE 系合金中优异的强化效果已经被广泛认可,但目前对于准晶增强 Mg-Zn-RE 系合金塑性变形行为的研究仍然有限,李庆波等<sup>[7]</sup>对含有准晶相的 Mg-9Y-3Zn-0.5Zr 合金的热变形行为进行了分析,余琨等<sup>[8]</sup>在研究 Mg-5.6Zn-0.7Zr-0.8Nd 高温塑性变形行为时也讨论了 Mg<sub>12</sub>Nd 对合金变形激活能的影响,但这些研究大多侧重于分析不同变形条件下合金热变形行为以及计算相关的材料常数和构建合金高温变形的本构方程,很少讨论镁合金中增强相对热变性行为的影响。

由于多数镁合金具有密排六方结构,其滑移系较少,塑性变形能力较差,若能通过分析准晶在 Mg-Zn-RE 合金塑性变性过程中的影响,找到提高强度同时保持较高塑性的方法,将会对镁合金产业的发展具有十分重要的理论意义和应用价值。在分析准晶对 Mg-Zn-Gd-Y 合金塑性变形行为的影响时,保持影响塑性变形机制的主要外部条件即变温温度不变,将更有利于清晰地分析这种影响。因此,本文作者选取了不同准晶含量的 Mg-Zn-Gd-Y 合金,对不同变形速率和变形量下 Mg-Zn-Gd-Y 合金在 315 °C 时热压缩变形行为进行研究,进一步了解准晶在 Mg-Zn-Gd-Y 合金变形过程中的作用,为镁合金强韧化提供新思路。

## 1 实验

配制实验合金的主要原料的纯度(质量分数)为: Mg 99.9%, Zn 99.9%, Gd 以 Mg-25Gd 中间合金、Y

以 Mg-30Y 中间合金的形式加入。实验合金的成分如表 1 所列。合金在井式坩锅中熔炼,原材料按镁锭、纯锌、Mg-25Gd 和 Mg-30Y 中间合金的顺序依次加入,熔炼过程中采用混合气体(组成为 1%SF<sub>6</sub>+99%CO<sub>2</sub>,体积分数)进行保护,以防止熔炼过程中的氧化和烧损。待合金完全熔化后搅拌使成分均匀,并在 740 °C 下静置 30 min,待熔体温度下降为 720 °C 时浇注到预热至 250 °C 的金属模中。铸锭经过 400 °C, 10 h 的固溶处理后线切割出尺寸为  $d10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$  的圆柱试样进行高温热压缩实验。图 1 和 2 所示分别为实验合金固溶处理后的 XRD 谱和显微组织。由图 1 可知,固溶处理后 Mg-Zn-Gd-Y 合金主要由  $\alpha$ -Mg 和准晶相组成,准晶衍射峰相应的六维指数由 Bancel 的指数标定方法标定。LIU 等<sup>[4]</sup>对 Mg-Zn-Gd 系合金中准晶相的结构进行了详细的讨论。图 2 显示准晶相以颗粒状和树枝状存在,利用金相分析软件获得两种合金的准晶体积分数分别为 4.6%和 9.7%。

高温压缩实验在 Gleeble-3500 热模拟实验机上进行,压缩过程中动态记录变形量与流变应力的即时值。试样以 5 °C/s 的速度加热至 315 °C 后保温 5 min。每次热压缩过程均保持实验温度及变形速率恒定。应变速率分别为 0.001 5、0.015、0.15 和 1.5 s<sup>-1</sup>,压缩应变量为 20%、40%、80%和 100%。试样压缩至设定应变

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of investigated alloys

Alloy No.	Mass fraction/%			
	Zn	Gd	Y	Mg
1	4.22	0.64	0.27	Bal.
2	7.71	1.67	0.75	Bal.

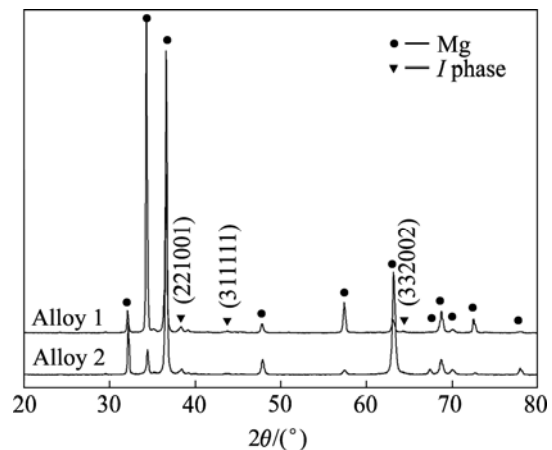


图 1 固溶处理后实验合金的 XRD 谱

Fig.1 XRD patterns of investigated alloys after solid-solution treatment

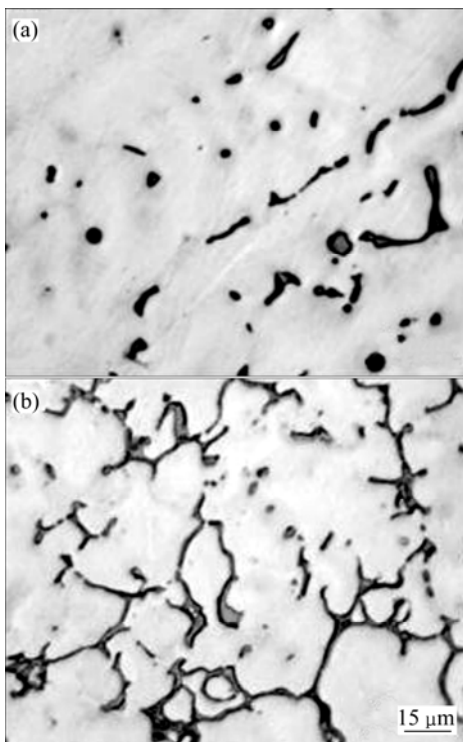


图2 固溶处理后实验合金的显微组织

Fig.2 Microstructures of investigated alloys after solid-solution treatment: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

量后水淬处理保留高温变形组织原貌, 热变形前试样所用浸蚀剂为: 4% $\text{HNO}_3$ +96%酒精, 热变形后试样所用浸蚀剂为: 草酸(1 g)+硝酸(1 mL)、乙酸(1 mL)+水(150 mL)。在 LEICAMEF4M 金相显微镜下观察金相组织, 并对其进行比较分析。

## 2 结果和分析

### 2.1 Mg-Zn-Gd-Y 合金热压缩的真应力—应变曲线

图3所示为实验合金在不同应变速率下的真应力—应变曲线。由图3可见, Mg-Zn-Gd-Y合金在315℃下真应力—应变曲线呈现典型的动态再结晶特征, 流变应力的总体变化规律表现如下: 变形初期, 流变应力随真应变的增加迅速上升, 该阶段由于位错密度不断增加而导致的加工硬化占主导, 随后流变应力达到某一峰值, 此时加工硬化和动态再结晶产生软化达到平衡; 随着变形的继续进行, 流变应力开始下降, 加工硬化逐渐被动态再结晶软化作用抵消, 此后合金1在0.15和1.5  $\text{s}^{-1}$ 的变形速率条件下很快破裂, 而其他变形条件下会出现流变应力平台, 此阶段流变应力保持稳定, 直到试样破裂。

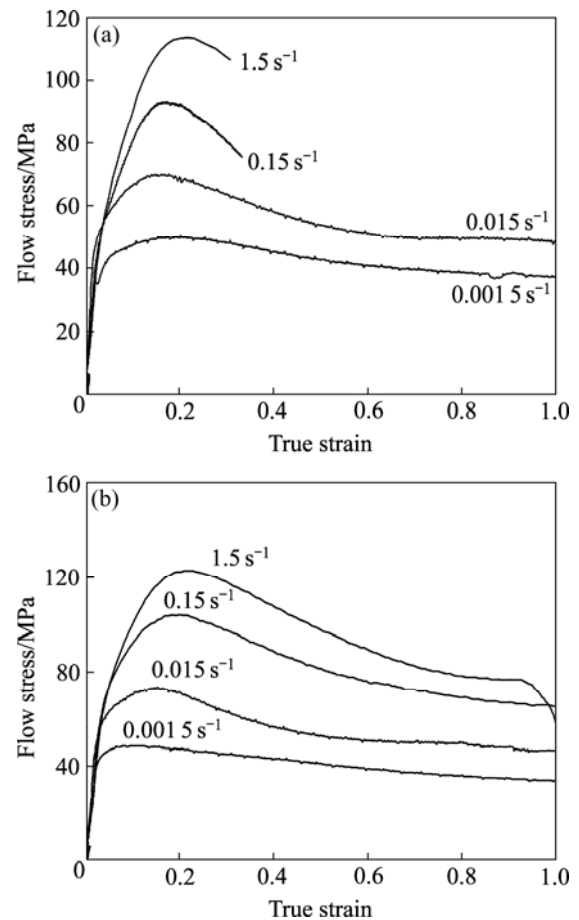


图3 不同应变速率下实验合金的真应力—应变曲线

Fig.3 True stress—true strain curves of investigated alloys at different strain rates: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

对比不同应变速率下的真应力—应变曲线可以发现, Mg-Zn-Gd-Y合金与一般镁合金的压缩变形规律相同, 当应变速率由0.0015  $\text{s}^{-1}$ 提高至1.5  $\text{s}^{-1}$ 时, 流变应力随之升高, 这主要是因为根据Orowan方程:

$$\dot{\epsilon} = \rho_m b \bar{v} \quad (1)$$

式中  $\rho_m$  为可动位错密度;  $b$  为位错的柏氏矢量;  $\bar{v}$  为位错的平均运动速度。假定  $\rho_m$  不变, 随着应变速率的提高, 合金塑性变形过程中的位错运动相对会加快, 而位错的平均运动速度受到外应力、热起伏控制, 在温度恒定和本实验设定的应变速率范围内, 塑性变形过程中的热起伏可忽略不计, 从而应变速率的提高最终导致流变应力相应升高<sup>[9]</sup>。另外, 应变速率越大, 塑性变形时单位应变的变形时间缩短, 位错产生运动的数目也会增加, 同时由动态回复、动态再结晶等提供的软化过程时间缩短, 塑性变形进行不充分, 从而提高合金变形的临界切应力, 也会导致流变应力的增大。

对比合金1和2的真应力—应变曲线可知, 应变速率为1.5和0.15  $\text{s}^{-1}$ 时, 合金2流变应力的峰值高于

合金1的流变峰值,这是因为合金2中的准晶含量高于合金1的,准晶颗粒在合金塑性变形过程中与位错的交互作用,阻碍的位错滑移和攀移,使合金产生的强化效果加强。当应变速率为0.015和0.001 s<sup>-1</sup>时,金属原子可充分扩散,位错有充分的时间抵消、合并,从而准晶含量对低应变速率下的流变应力影响较小。另外,合金1在应变速率为1.5和0.15 s<sup>-1</sup>时,最终在应变量接近30%时试样破裂,而合金2在应变接近100%时破裂,说明准晶能提高Mg-Zn-Gd-Y合金在高应变速率下的塑性变形能力。

2.2 Mg-Zn-Gd-Y合金流变应力与应变速率的关系

由上述实验结果可看出,应变速率对Mg-Zn-Gd-Y合金流变应力的影响很明显,但对不同准晶含量Mg-Zn-Gd-Y合金的影响程度不同。为了对不同准晶含量的Mg-Zn-Gd-Y合金热加工过程中选择合理的变形速率,分析了这两种Mg-Zn-Gd-Y合金流变应力与应变速率的关系。镁合金高温下的塑性变形和蠕变一样,也是受热激活控制的,其流变行为可采用流变应力、变形温度和应变速率三者之间的关系来描述,其主要的模型主要有如下几种。

1) 低应力水平下,金属流变过程可用指数模型来描述<sup>[10]</sup>:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^n \exp[-Q/(RT)] \tag{2}$$

2) 高应力水平下,金属流变过程可用幂指数模型来描述<sup>[11-12]</sup>:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp[-Q/(RT)] \tag{3}$$

3) 所有应力状态下,金属流变过程可用双曲正弦函数关系来描述<sup>[13]</sup>:

$$\dot{\epsilon} = A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \tag{4}$$

对式(2)~(4)分别求导可得

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 - Q/(RT) + n \ln \sigma \tag{5}$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 - Q/(RT) + \beta\sigma \tag{6}$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_3 - Q/(RT) + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \tag{7}$$

式中  $n$ 、 $\beta$  和  $\alpha$  为材料常数;  $Q$  为激活能;  $R$  为气体摩尔常数;  $T$  为变形温度;  $A_1$ 、 $A_2$  和  $A_3$  分别为常数;  $\sigma$  为应力;  $\alpha = \beta/n$ 。分别作  $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ ,  $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ ,  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$  图,采用最小二乘法进行线性回归处理,拟合实验合金的流变应力峰值与应变速度的关系如图4所示。

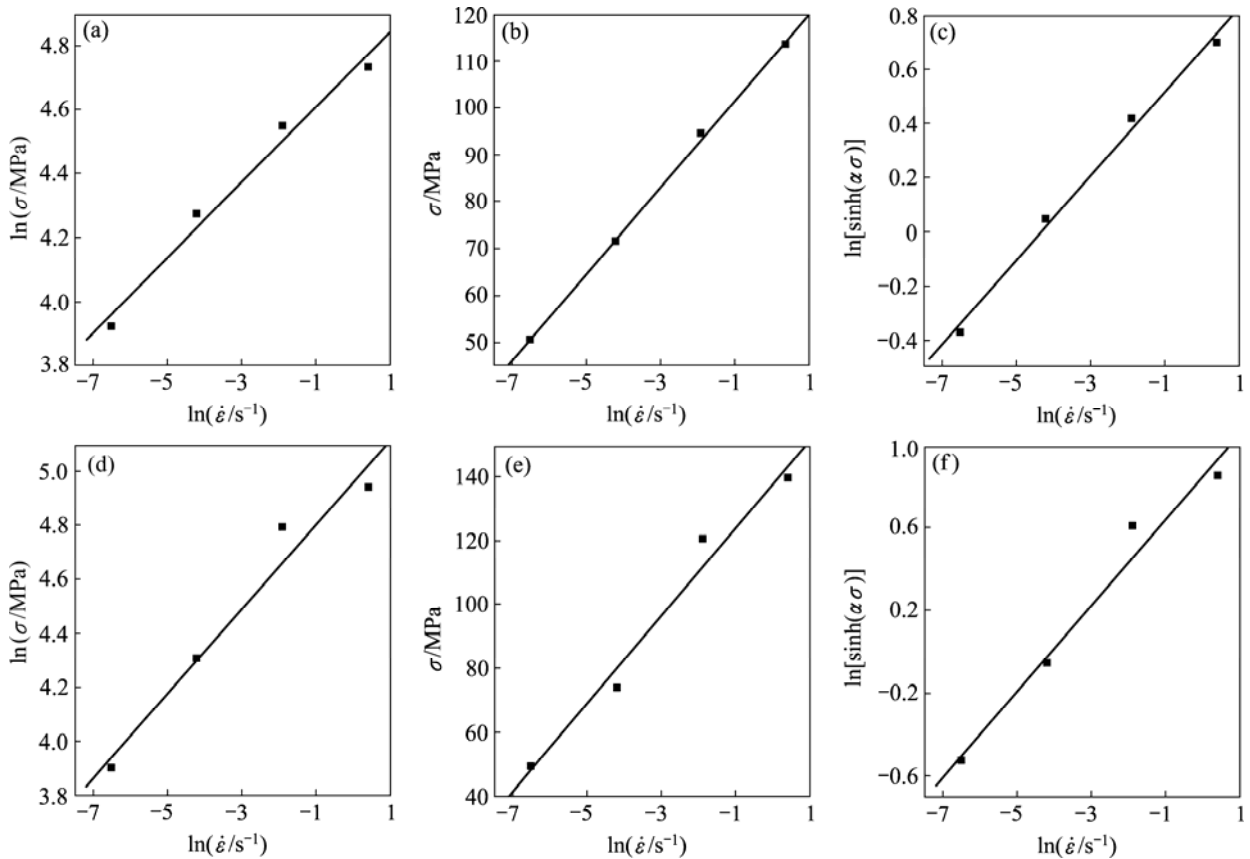


图4 实验合金应变速率与应力峰值的关系

Fig.4 Relationships strain rate and maximum stress of alloys at 315 °C: (a) Alloy 1,  $\ln\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ ; (b) Alloy 1,  $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ ; (c) Alloy 1,  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ ; (d) Alloy 2,  $\ln\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ ; (e) Alloy 2,  $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ ; (f) Alloy 2,  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$

线形回归结果表明: 合金 1 拟合直线相应的相关系数为 0.991 16、0.999 47 和 0.996 57, 合金 2 相应的相关系数为 0.981 01、0.987 70 和 0.986 37, 说明与其它两种模型相比, 幂指数模型更适合描述 Mg-Zn-Gd-Y 合金在 315 °C 时流变应力与应变速率的关系, 线形回归后得到的相关系数最大。由拟合结果得到合金 1 和 2 在 315 °C 下热变形时的应变速率与流变应力关系可表示为

对于合金 1:

$$\dot{\varepsilon} = 6.046 69 \times 10^{-6} \exp(0.108 6\sigma) \quad (8)$$

对于合金 2:

$$\dot{\varepsilon} = 4.461 52 \times 10^{-5} \exp(0.072 7\sigma) \quad (9)$$

另外, 合金 1 和 2 的应力指数即为图 4(c)和(f)直线的斜率的倒数, 分别为 6.43 和 4.81, 说明的应变速率对高准晶含量的合金 2 流变应力的影响更大。因此, 在选择 Mg-Zn-Gd-Y 合金热挤压的应变速率时, 可根据合金中准晶相的含量估算出不同应变速率下的流变应力峰值, 综合考虑生产效率和成本后, 选取合理的应变速率。

### 2.3 变形速率对 Mg-Zn-Gd-Y 合金组织的影响

图 5 所示为合金 2 在  $\varepsilon=100\%$  时不同应变速率下的显微组织。由图 5 可知, 在温度及变形量均恒定时, 随着变形速率的增大, 再结晶晶粒尺寸减小。当应变速率较低, 为  $0.001 5 \text{ s}^{-1}$  时, 金属原子扩散比较充分, 导致合金中储存的变形能较少, 再结晶的驱动力减小、形核速率降低, 变形组织有较长时间形成再结晶晶核, 晶粒长大, 因而晶粒变得比较粗大; 而当应变速率较高, 为  $0.015$  和  $0.15 \text{ s}^{-1}$  时, 发生相同应变所需的时间缩短, 位错增值和塞积程度增大, 某些区域内位错来不及抵消或合并, 使得再结晶的驱动力增大, 发生形核的区域也随之增多, 且已形成的再结晶晶粒来不及长大, 从而使合金晶粒的细化程度增加<sup>[14]</sup>。根据霍

克-配奇公式, 细化晶粒可以同时提高合金的强度和塑性, 因此, 热加工过程中提高变形速率是提升材料性能的有效途径。

### 2.4 准晶对 Mg-Zn-Gd-Y 合金热变形过程中组织的影响

图 6 所示为实验合金在  $\dot{\varepsilon}=0.001 5 \text{ s}^{-1}$ 、不同应变量时的显微组织。由图 6 可知, 高准晶含量的合金再结晶晶粒的体积分数高于低准晶含量的合金, 说明准晶有助于合金的动态再结晶。一般来说, 第二相粒子的存在既可能促进基体金属的再结晶, 也可能阻碍再结晶, 这主要取决于基体上分散的粒子大小及分布。当第二相粒子尺寸较大, 间距较宽(一般大于  $1 \mu\text{m}$ )时, 再结晶核心在其表面产生; 当第二相的粒子尺寸很小(一般小于  $100 \text{ nm}$ )且较密集时, 它们会抑制形核, 阻碍再结晶的进行。由图 6 可知, Mg-Zn-Gd-Y 合金中第二相粒子的尺寸较大( $1\sim 10 \mu\text{m}$ ), 因而再结晶核心能够在其表面产生, 从而促进再结晶形核。同时, 由于第二相粒子对晶界的阻碍作用, 从而使晶粒长大速度降低, 因此, 第二相附近处的晶粒也更小<sup>[15]</sup>。

对比不同准晶含量的 Mg-Zn-Gd-Y 合金在不同应变量时的显微组织可以发现, 两种合金在变形过程中均会形成孪晶, 说明孪晶是协调 Mg-Zn-Gd-Y 合金变形的重要机制。另外, 与合金 2 相比, 合金 1 再结晶过程更慢, 由图 6 可知, 当应变量为 20% 时, 合金中出现孪晶区, 研究表明, 孪晶区由于储存较高的变形能而为动态再结晶提供了良好的形核和长大条件, 有利于动态再结晶的快速形核<sup>[19]</sup>, 易于发生动态再结晶; 当应变量为 40% 时, 合金中出现更多的孪晶区; 当应变量为 80% 时, 合金中准晶相附近出现比较多的再结晶晶粒, 再结晶晶粒平均尺寸接近  $10 \mu\text{m}$ , 但再结晶晶粒较少。高准晶含量的 2 号合金再结晶过程则相对容易发生, 由图 6(d)~(f)可看出, 当应变为 20% 时, 晶粒内部出现大量的孪晶区; 应变量为 40% 时已

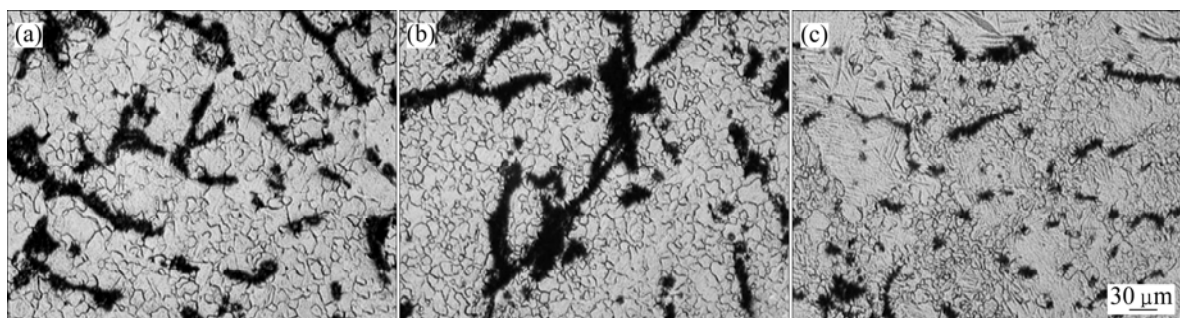


图 5 应变为 100% 不同应变速率时合金 2 的显微组织

Fig.5 Microstructures of alloy 2 at  $\varepsilon=100\%$  and different strain rates: (a)  $\dot{\varepsilon}=0.0015 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $\dot{\varepsilon}=0.015 \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $\dot{\varepsilon}=0.15 \text{ s}^{-1}$

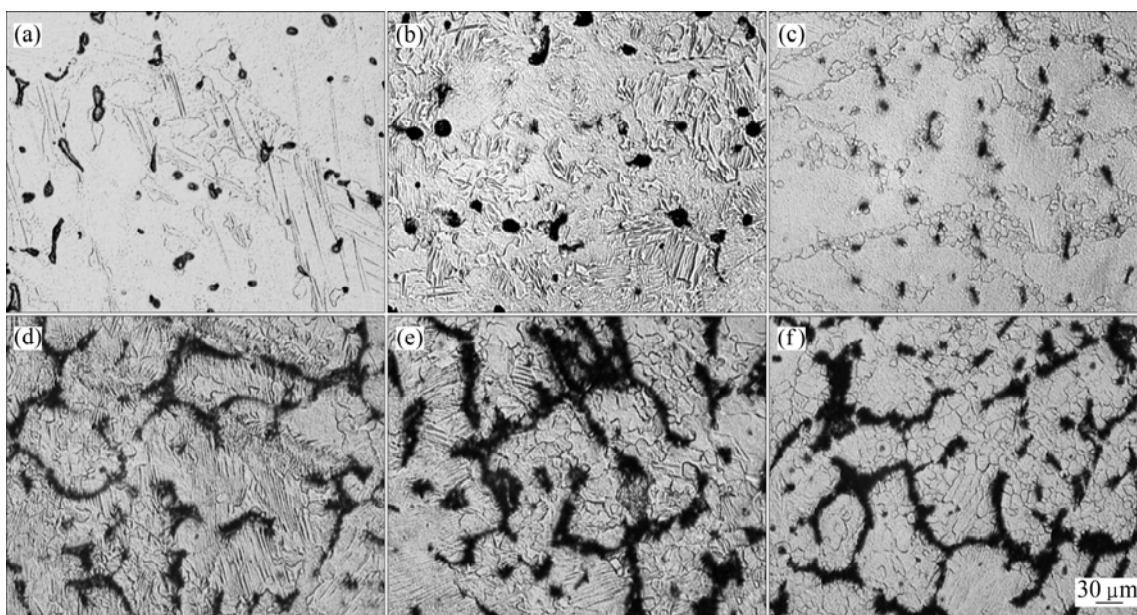


图6 实验合金在  $\dot{\varepsilon}=0.0015\text{ s}^{-1}$  时的显微组织

Fig.6 Microstructures of investigated alloys at  $\dot{\varepsilon}=0.0015\text{ s}^{-1}$ : (a) Alloy 1,  $\varepsilon=20\%$ ; (b) Alloy 1,  $\varepsilon=40\%$ ; (c) Alloy 1,  $\varepsilon=80\%$ ; (d) Alloy 2,  $\varepsilon=20\%$ ; (e) Alloy 2,  $\varepsilon=40\%$ ; (f) Alloy 2,  $\varepsilon=80\%$

出现相当数量的再结晶晶粒；应变为 80%时，再结晶过程已基本完成，合金中布满细小的再结晶晶粒。

## 2.5 准晶对 Mg-Zn-Gd-Y 合金塑性变形机制的影响

在 Mg-Zn-Gd-Y 合金热变形过程中，层错能的高低与位错的运动方式密切相关，若合金能在高温下保持较低的层错能，则扩展位错不易束集，可增加位错运动的阻力，从而抑制热变形过程中的动态回复过程，促进动态再结晶。由图 6 可知，合金 2 较合金 1 更易发生动态再结晶，说明高准晶含量的合金 2 层错能可能更低，Mg-Zn-Gd-Y 合金的层错能可能并不是随着合金元素的增多而升高。另外，BAE 等<sup>[16]</sup>和 SINGH 等<sup>[17]</sup>研究发现，Mg-Zn-RE 合金中生成的准晶相由于其特殊的对称性而与基体存在确定的位相关系，且在塑性变形的过程中位相关系仍然保持不变，这种良好的匹配关系可能使得层错能随着准晶含量的增加而降低。发生动态再结晶后的 Mg-Zn-Gd-Y 合金晶粒细小，晶界面积增大，高温下晶界移动和滑动更加容易，从而合金的塑性大幅度提高。

大多数镁合金在 300 °C 以上塑性变形时以晶界滑动、晶界移动以及位错攀移方式进行，而图 6(a)和 (d)显示孪晶也是 Mg-Zn-Gd-Y 合金在 315 °C 塑性变形的重要方式，说明在变形初期，准晶阻碍合金中位错运动，从而诱发大量的孪晶出现。作为一种补充的变形机制，孪晶通过改变晶粒取向而提供新的滑移，有

利于提高合金的塑性变形能力。

因此，由于准晶可能使 Mg-Zn-Gd-Y 合金层错能降低从而促进动态再结晶，以及准晶促进孪晶的形成从而提供更多的滑移，高准晶含量的合金 2 较合金 1 表现出更好的高温塑性变形能力。

## 3 结论

1) Mg-Zn-Gd-Y 合金的真应力—应变曲线呈现典型的动态再结晶的特征，且高应变速率下不同准晶含量 Mg-Zn-Gd-Y 合金的真应力—应变曲线差异较大，高准晶含量 Mg-Zn-Gd-Y 合金表现出较好的塑性变形能力。

2) 应变速率对高准晶含量 Mg-Zn-Gd-Y 合金的流变应力影响更大，且 Mg-Zn-Gd-Y 合金晶粒随应变速率的增大而变小。

3) 在塑性变形过程中，准晶可以促进 Mg-Zn-Gd-Y 合金的动态再结晶，同时也有利于孪晶的出现。

## REFERENCES

- [1] KOJIMA Y, KAMADO S. Fundamental magnesium researches in Japan[J]. Materials Science Forum, 2005, 488/489: 9–16.

- [2] SINGH A, NAKAMURA M, WATANABE M, KATO A, TSAI A P. Quasicrystal strengthened Mg-Zn-Y alloys by extrusion[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 49: 417–422.
- [3] SINGH A, SOMEKAWA H, MUKAI T. Compressive strength and yield asymmetry in extruded Mg-Zn-Ho alloys containing quasicrystal phase[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56(11): 935–938.
- [4] LIU Yong, YUAN Guang-yin, LU Chen, DING Wen-jiang. Stable icosahedral phase in Mg-Zn-Gd alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 55: 919–922.
- [5] LEE J Y, LIM H K, KIM D H, KIM W T, KIM D H. Effect of volume fraction of quasicrystal on the mechanical properties of quasicrystal-reinforced Mg-Zn-Y alloys[J]. *Mater Sci Eng A*, 2007, 449/451(7): 987–990.
- [6] YUAN Guang-yin, LIU Yong, DING Wen-jiang, LU Chen. Effects of extrusion on the microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Gd alloy reinforced with quasicrystalline particles[J]. *Mater Sci Eng A*, 2008, 474(1/2): 348–354.
- [7] 李庆波, 叶 凡, 周海涛, 钟建伟, 赵仲恺, 王孟君. Mg-9Y-3Zn-0.5Zr 合金的热变形行为[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(6): 1012–1019.
- LI Qing-bo, YE Fan, ZHOU Hai-tao, ZHONG Jian-wei, ZHAO Zhong-kai, WANG Meng-Jun. Hot deformation behavior of Mg-9Y-3Zn-0.5Zr alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(6): 1012–1019.
- [8] 余 琨, 黎文献, 王日初, 马正青, 赵 俊, 孟力平. Mg-5.6Zn-0.7Zr-0.8Nd 合金高温塑性变形的热/力模拟研究[J]. *金属学报*, 2003, 39(5): 492–498.
- YU Kun, LI Wen-xian, WANG Ri-chu, MA Zheng-qing, ZHAO Jun, MENG Li-ping. Hot compressive deformation simulation of Mg-5.6Zn-0.7Zr-0.8Nd alloy at elevated temperature[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2003, 39(5): 492–498.
- [9] POIRIER J P. 晶体的高温塑性变形[M]. 关德林, 译. 大连: 大连理工大学出版社, 1989: 25–30.
- POIRIER J P. The plastic deformation of crystals at high temperature[M]. GUAN De-lin, transl. Dalian: Dalian University of Science and Technology Press, 1989: 25–30.
- [10] TAKUDA H, FUJIMOTO H, HATTA N. Modelling on flow stress of Mg-Al-Zn alloys at elevated temperatures[J]. *Journal of Materials processing Technology*, 1998, 80/81: 513–516.
- [11] GALIYEV A, KAIBYSHEV R, GOTTSTEIN G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(1): 1199–1207.
- [12] GALIYEV A, KAIBYSHEV R, SAKAI T. Continuous dynamic recrystallization in magnesium alloy[J]. *Materials Science Forum*, 2003, 419/422: 509–514.
- [13] SELLARS C M, TEG W J. Physical metallurgy of thermo-mechanical processing of steels and other metals[J]. *Science Review Methods*, 1966, 63: 731–735.
- [14] 郭 强, 严红革, 陈振华, 张 辉. AZ31 镁合金高温热压缩变形特性[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(6): 900–906.
- GUO Qiang, YAN Hong-ge, CHEN Zhen-hua, ZHANG Hui. Hot compression deformation behavior of AZ31 magnesium alloy at elevated temperature[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15(6): 900–906.
- [15] 胡赓祥, 蔡 珣. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2004: 188–189.
- HU Geng-xiang, CAI Xun. *Fundamental of material science*[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2004: 188–189.
- [16] BAE D H, KIM S H, KIM D H, KIM W T. Deformation behavior of Mg-Zn-Y alloys reinforced by icosahedral quasicrystalline particles[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50: 2343–2356.
- [17] SINGH A, WATANABE M, KATO A, TSAI A P. Strengthening in magnesium alloys by icosahedral phase[J]. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2005, 6(8): 895–901.

(编辑 龙怀中)