文章编号:1673-9981(2016)01-0033-06

SiCp/AM60B 镁基复合材料的高温压缩变形行为

王一丁^{1,2},郑开宏²,黎小辉²

1. 中南大学材料科学与工程学院,湖南长沙 410083;2. 广东省材料与加工研究所,广东 广州 510650

摘 要:利用 Gleeble-1500 热模拟试验机,在温度为 360~450 ℃、应变速率为 0.001~1 s⁻¹变形条件下, 对 SiCp/AM60B 镁基复合材料的热压缩变形行为进行了研究.结果表明,SiCp/AM60B 镁基复合材料流 变应力随变形温度的升高而降低,随应变速率的升高而升高,且随着应变的增加,流变应力很快达到峰 值,然后逐渐降低并趋于稳定.为评价 SiCp/AM60B 镁基复合材料在热加工变形过程中的流变应力,结 合 Arrhenius 方程且引入 Zener-Hollomon 参数,对流变应力做出相应的修正,根据修正后的流变应力再做 出相应的修正,根据修正后的应力值创建 SiCp/AM60B 镁基复合材料流变应力高温变形本构方程模型. 关键词:镁基复合材料;动态再结晶;本构方程

中图分类号:TG146.2 文献标识码:A

颗粒增强镁基复合材料具有密度低、比强度和 比刚度高等优异性能,在汽车、航空航天等领域中有 广泛的应用前景.但是镁合金高温性能较差,阻碍了 其在汽车、航天航空领域中的进一步发展^[1-5].由于 镁及其合金为密排六方结构(HCP),室温下塑性成 形能力差,以及增强体颗粒与基体间性能上的差异, 致使增强颗粒难以均匀分布^[6],导致材料的塑性成 形能力进一步降低,使复合材料的应用受到了一定 的限制.因此,如何选取适当的热加工工艺,成为制

备性能优越的镁基复合材料所面临的关键问题.

1 材料及试验方法

试验用材料为液态搅拌法制备的 SiC 颗粒增强 AM60B 镁基复合材料,其中 SiC 颗粒体积分数为 10%,SiC 颗粒的尺寸为 20 μm,基体材料成分列于 表 1.

表 1 AM60B 合金的化学成分

Table 1	I The	chemical	composition	of	AM60B	allov
i abio	1 110	ononioui	oompoonton	U 1	10000	ano

元素	Al	Mn	Zn	Si	Fe	Cu	Ni	Be	Mg
含量 w/%	5.60	0.29	0.0046	0.028	0.0028	0.0011	0.0007	0.0008	余量

在 Gleeble-1500D 热模拟机上进行压缩试验. 试样在箱式电阻炉内加热至 400 ℃保温 12 h 及均 匀化处理后,采用线切割法将其加工成直径 10 mm ×15 mm 的小圆柱.压缩时在试样两端均匀涂敷润 滑剂(石墨+机油),以减少试样与压头之间的摩擦. 压缩试验的变形温度范围为 360~450 ℃,应变速率 为 0.0001~1 s⁻¹. 试验的实际温度由热电偶测量, 并反馈回加热系统. 热电偶可直接焊在镁合金压缩 试样的表面上,由于复合材料试样的可焊性不如镁 合金,因此对复合材料试样进行钻孔,圆孔的尺寸为 0.5 mm×2 mm. 由于复合材料导热性不如镁合金, 所以压缩前试样在变形温度下保温 3 min,试样的

收稿日期:2015-12-21

作者简介:王一丁(1991-),男,河南焦作人,硕士研究生.

压下量均为50%.

2 结果与分析

图 1 为在压缩温度分别为 360 ℃和 450 ℃、应 变速率分别为 1 s⁻¹和 0.001 s⁻¹条件下复合材料的 光学显微组织.由图 1 可知,当应变速率ϵ=0.001 s⁻¹



时,在颗粒偏聚的晶界处暗色的位置有动态再结晶 晶粒形成,灰色区域为再结晶区域(图1(b)中箭头 所示).

图 2 为高温压缩变形时 SiCp/AM60B 镁基复 合材料在不同变形温度及应变速率条件下的真应力 一真应变曲线.从图 2 可见,无论是在低应变速率或 高应变速率下,复合材料的流变应力均随着压缩温



图 1 复合材料压缩后的垂直于压缩方向的显微组织
(a) 360 ℃, ε=1 s⁻¹; (b) 450 ℃, ε=0.001 s⁻¹
Fig. 1 OM of composites compressed in the transverse direction



(a) $\dot{\epsilon}=1 \ s^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon}=0.1 \ s^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon}=0.01 \ s^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon}=0.001 \ s^{-1}$

度的升高而降低.在变形的开始阶段(应变在 0~ 0.05%)应力随着应变而迅速增大,说明在该阶段 材料的加工硬化起主导作用.随着变形的继续,应 力逐渐增加并达到峰值,到达峰值之后应变继续增 加,应力开始逐渐降低,说明这个阶段材料出现了 明显的动态再结晶,动态再结晶引起的材料的软化 作用抵消掉了材料加工硬化导致的应力升高.随着 应变的继续增加,材料动态再结晶的软化作用不断 加强,同时加工硬化作用不断减弱,最后加工硬化 和软化作用达到一种动态的平衡,从而进入流变应 力随应变很缓慢变化的稳态的流变应力阶段^[7-8].

从图 2 还可见,在相同的应变速率下,复合材 料整体的流变应力会随着温度的升高而降低,这除 了基体方面的原因外,还因为增强颗粒的作用.首 先在复合材料基体方面,随着变形温度的升高,滑 移系的临界剪切应力下降,导致镁合金基体的变形 抗力降低[9];同时随温度的升高,易发生基体材料 的动态回复和动态再结晶.很多研究表明[10],复合 材料在高温压缩变形中除了动态回复和动态再结 晶导致材料的软化外,增强颗粒的加入使材料还存 在其它的软化行为.这是由于随着压缩温度的升 高,颗粒受到的切变抗力显著降低,颗粒与基体间 界面的结合强度由于基体本身强度下降也会相应 的减弱,颗粒在复合材料中的增强效果也就会随着 压缩温度升高逐渐弱化[11].在相同的应变速率变形 过程中,复合材料的峰值应力随着变形温度的升高 而减小,峰值应力对应的应变也随之降低,也就意 味着随着变形温度的升高加工硬化阶段缩短了.在 压缩温度为 450 ℃、低应变速率条件下,加工硬化 阶段几乎没有出现.这是因为变形温度提高,晶界 容易发生滑移,AM60B 镁合金基体发生动态再结 晶的临界变形量也随之变小,所以峰值应力所对应 的应变随着温度的升高而降低.此外,当在较低的 应变速率下,AM60B 镁合金基体发生动态再结晶 的时间更为充分,而 SiC 增强颗粒附近的晶粒相对 于其它晶粒来说更容易发生动态再结晶,使得材料 内部位错整体密度大幅减低,软化作用加强,从而 使复合材料在高温低应变时加工硬化效果消失[12].

3 本构方程的建立

材料的高温热压缩变形过程是一个热激活过程,在此过程中金属原子发生剧烈的热运动,这需

要原子跨越一个能量门槛值,其所需要的能量就称 为变形激活能Q,该过程对外加的应力、应变速率和 温度极其敏感. Sellars 和 Tegar^[13-14]提出了双曲正 弦形式修正的 Arrhenius 关系来描述这种热激活行 为,根据应力水平用下列三种形式进行描述^[15]:在 低应力水平下 ($\alpha\sigma < 0.8$),见式(1);在高应力水平 下($\alpha\sigma < 1.2$),见式(2);在整个应力水平下可用双曲 正弦函数关系描述,见式(3).

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT); \qquad (1)$$

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = A_2 \exp(\beta \sigma) \exp(-Q/RT) \,, \tag{2}$$

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp(-Q/RT). \tag{3}$$

式(1)~式(3)中的A, A_1 , A_2 , n_1 , α 和 β 均为与温度 无关的常数;T为变形温度;Q为热变形激活能; σ 为流变应力,在本文中用来表示峰值应力.其中 α , β 和应力指数之间满足 $\alpha = \beta/n_1$.

根据 Zener 和 Hollomom^[16]引入参数 Z,并提出验证应变速率和温度的关系:

 $Z = \dot{\varepsilon} \exp(-Q/RT) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n.$ (4)

假定在一定温度下,变形激活能 Q 为常数,分 别对式(1)~式(3)两边取对数:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - Q/RT; \qquad (5)$$

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

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

对式(5)、式(6)和式(7)分别求偏导,得出:

$$n_1 = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma}; \tag{8}$$

$$\beta = \frac{\partial \ln \varepsilon}{\partial \sigma}; \tag{9}$$

$$Q = R \frac{\partial \ln \varepsilon}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \Big|_{T} \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \Big|_{\varepsilon}$$
$$= RnS \tag{10}$$

其中:

$$n = \frac{\partial \ln \hat{\varepsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}; \tag{11}$$

$$S = \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)}.$$
 (12)

在不同的变形条件下,取得峰值应力,分别绘 制出 $\ln\sigma - \ln\epsilon$ 和 $\sigma - \ln\epsilon$ 关系图(图 3).由图 3(a)和 图 3(b)可以看出,峰值应力与应变速率基本成线性 关系.结合式(8)和式(9),通过计算得出 $n_1 =$ 8.6445, $\beta = 0.1853$,其中 α 值为 0.0214.从图 3(c) 和 3(d)可见,曲线 $\ln\epsilon - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - (1000/T)$ 之间呈一定的线性关系.结合式 (11)和式(12),分析可得 n = 6.5045,S = 3.6781.从 图 3 还可以看出,不同变形条件下的峰值应力与应 变率及温度的关系均为比较接近的平行直线,相关 系数 均 为 0.93293 以 上.由 此 可 以 说 明, SiCp/AM60 镁基复合材料在不同形变条件下的变形激活能在一定程度上保持不变.根据式(10)可得,变形激活能为 Q=198.906 kJ/mol.





(13)

Fig. 3 Relationship between peak stress, strain-rate and temperature under different deformation conditions

对式(4)两边取对数还可得: $\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)].$ 将 Q 值和变形条件带入式(4)中,求出的 lnZ 值列 于表 2.

$\dot{\epsilon}/s^{-1}$ -	$T/^{\circ}$ C						
	360	390	420	450			
0.001	30.8872	29.1771	27.6149	26.1825			
0.01	33.1898	31.4796	29.9175	28.4851			
0.1	35.4924	33.7822	32.2201	30.7876			
1	37.7949	36.0848	34.5227	33.0902			

表 2 不同变形条件下 SiCp/AM60B 镁基复合材料热压缩变形的 InZ 值 Table 2 The value of parameter InZ of magnesium matrix composite under different conditions

绘制 ln-Zln[sinh(ασ)]关系图,并且进行线性 拟合(图 4). 从图 4 可见,压缩变形参数 Z 与流变应 力的关系呈线性关系. 这表明 SiCp/AM60B 镁基复 合材料的高温压缩应力一应变行为可以用参数 Z 来描述,说明该复合材料的高温塑性变形受热激活 控制.由式(13)可知,图4中直线的斜率即为应力指 数 n,而其截距为 $\ln A$. 由拟合结果可得,应力指数 n=6.40568;由 $\ln A=30.8605$,可求得材料常数 $A=2.526\times10^{13}$ s⁻¹.



图 4 压缩变形 Z 参数与流变应力的关系

Fig. 4 Relationship between compression deformation parameter Z and flow stress

峰值应力下复合材料的各参数值列于表 3. 将表 3 中的各参数带入式(3),则 SiCp/AM60B 复合材料的流变力方程为:

 $\dot{\epsilon} = 2.526 \times 10^{13} [\sinh(0.0214\sigma)]^{6.4057}$

$$\exp[-198906/(RT)].$$
 (14)

表 3 峰值应力下复合材料的各参数值

Table 3 The parameter values of magnesium matrix composite under peak stress

A/s^{-1}	$\alpha/(\mathbf{M} \boldsymbol{\cdot} \mathbf{P} \mathbf{a}^{-1})$	n	$Q/(kJ \cdot mol^{-1})$
2.526 $\times 10^{13}$	0.0214	6.4057	198.906

将以上所求材料常数带入式(4),即可得到 SiCp/AM60B复合材料用参数 Z 表达的流变应力 方程(式15),其中 Z=εexp(198906/RT).

$$\sigma = 46.71 \ln\{(Z/2.526 \times 10^{13})^{1/6.4057} + [(Z/2.526 \times 10^{13})^{2/6.4057} + 1]^{1/2}\}.$$
 (15)

4 结 论

(1)SiCp/AM60B 镁基复合材料高温压缩变形时的变形温度和变形速率决定了材料的流变应力. 在相同的变形温度下,材料的流变应力随应变速率的升高而升高;在相同的应变速率下,流变应力随变 形温度的升高而降低.此外,在相同的应变速率下, 复合材料在变形过程中峰值应力对应的应变也随变 形温度的增高而减小.复合材料在高温和低应变速 率下,几乎没有加工硬化阶段,流变应力相对比较稳定,没有明显峰值.

(2)SiCp/AM60B 镁基复合材料高温塑性变形 存在热激活过程. 在峰值应力下 SiCp/AM60B 镁基 复合材料热压缩变形时的应力指数为 6.4057,其变 形激活能为 198.906 kJ/mol,其高温压缩流变应力 模型为 ϵ =2.526×10¹³[sinh(0.0214 σ)]^{6.4057} exp[-198906/(*RT*)].

(3)在应变速率为 0.001~1 s⁻¹和变形温度为 360~450 ℃条件下,SiCp/AM60B 镁基复合材料压 缩变形的流变应力模型,可以用 Zener-Hollomon 参 数的双曲线函数形式进行描述,为镁基复合材料进 一步的热挤压工艺参数的制定提供较为科学的试验 理论依据.

参考文献:

- [1] 李天生,徐慧. 镁合金成形技术的研究和发展现状[J]. 材料研究与应用,2007(2):91-94.
- [2] OAKLEY R, COCHRANE R F, STEVENS R. Recent developments in magnesium matrix composites[J]. Key Engineering Materials, 1995, 104: 387-416.
- [3] INEM B. Dynamic recrystallization in a thermomechanically processed metal matrix composite
 [J]. Materials Science and Engineering: A, 1995, 197 (1): 91-95.
- [4] LLOYD D J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites [J]. International Materials Reviews, 1994, 39(1): 1-23.
- [5] WILKS T E. Cost-effective magnesium MMCs[J]. Advanced Materials & Processes, 1992, 142(2):27-29.
- [6] 李淑波,郑明毅,甘为民,等. SiCW/AZ91 镁基复合材料 及 AZ91 镁合金的高温变形行为[J]. 复合材料学报, 2005(3):103-108.
- [7] 徐静,戚文军,黄正华,等. AZ31 镁合金高温热压缩流变 应力行为的研究[J]. 材料研究与应用,2013(1):21-24.
- [8] DENG Kunkun, WANG Xiaojun, WU Yewei, et al. Effect of particle size on microstructure and mechanical properties of SiCp/AZ91 magnesium matrix composite [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 543: 158-163..
- [9] ION S E, HUMPHREYS F J, WHITE S H. Dynamic recrystallisation and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium [J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(10):1909-1919.
- [10] 熊征,耿林,姚忠凯. SiCw/6061Al 复合材料的热变形

行为研究[J]. 金属热处理学报,1990(1):13-19.

- [11] MA Z Y, TJONG S C. Creep deformation characteristics of discontinuously reinforced aluminiummatrix composites [J]. Composites Science and Technology, 2001, 61(5):771-786.
- [12] 王晓军. 搅拌铸造 SiC 颗粒增强镁基复合材料高温变 形行为研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2008.
- [13] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136-1138.
- [14] SELLARS C M, TEGART W J M G. Hot workability

[J]. International Metallurgical Reviews, 1972, 17(1): 1-24.

- [15] MCQUEEN H J, HOCKETT J E. Microstructures of aluminum compressed at various rates and temperatures
 [J]. Metallurgical Transactions, 1970, 1 (11): 2997-3004.
- [16] XIA Qinkun, LIU Zhiyi, LI Yuntao. Microstructure and properties of Al-Cu-Mg-Ag alloy exposed at 200°C with and without stress [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18(4): 789-794.

Hot compression deformation behaviors of SiCp/AM60B magnesium matrix composite at elevated temperature

WANG Yiding^{1,2}, ZHENG Kaihong², LI Xiaohui²

School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
 Guangdong Institute of Materials and Processing, Guangzhou 510650, China

Abstract: The hot compression of SiC/AM60B magnesium matrix composite were performed on Gleeble-1500 at deformation temperatures of 360-450 °C and strain rates of 0.001-1 s⁻¹. The results show that the relationship between stress and strain is affected obviously by the strain rate and deformation temperature. The flow stress increases with increasing strain rate at constant temperature and decreases with increasing deformation temperature at constant strain rate. In order to evaluate the thermo-mechanical process, a flow stress model is constituted based on Arrhenius equation and temperature-compensated strain rate factor, the Zener-Hollomon parameter, and modified further by considering the effect of strain. Key words: magnesium matrix composite; dynamic recrystallization; constitutive equation