

# SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 混杂增强铝基复合材料高温流变应力行为研究

doi:10.3969/j.issn.1674-7100.2019.01.009

陈欣荣<sup>1</sup> 滕杰<sup>1</sup>  
范才河<sup>2</sup>

1. 湖南大学  
材料科学与工程学院  
湖南 长沙 410082
2. 湖南工业大学  
冶金与材料工程学院  
湖南 株洲 412007

**摘要:** 采用 Gleeble-3500 热模拟试验机对 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料在温度为 350, 400, 450, 500 °C, 应变速率为 0.001, 0.01, 0.1, 1 s<sup>-1</sup> 条件下进行热压缩试验, 探究其高温流变应力行为; 建立 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料应变速率和流动应力的本构方程, 采用正弦双曲 Arrhenius 方程解释流动应力行为。建立基于动态材料模型 (DMM) 的热加工图来解释 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的热加工性, 利用扫描电镜进行微观组织分析, 以验证热加工图的可靠性。研究表明: SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的变形活化能为 263.967 kJ/mol, 最佳变形温度为 490~500 °C, 应变速率为 0.001~0.030 s<sup>-1</sup>, 此时功率耗散系数达到峰值为 23%。

**关键词:** 混杂铝基复合材料; 热变形; 本构方程; 热加工图; 微观结构表征  
**中图分类号:** TG146.21; TG111.7 **文献标志码:** A

**文章编号:** 1674-7100(2019)01-0072-08

**引文格式:** 陈欣荣, 滕杰, 范才河. SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 混杂增强铝基复合材料高温流变应力行为研究 [J]. 包装学报, 2019, 11(1): 72-79.

## 1 研究背景

颗粒增强金属基复合材料具有比强度高、热膨胀系数小、抗腐蚀、耐磨损等优良性能, 已逐渐成为汽车、电子、医疗、国防、航空航天等领域传统材料的理想替代材料<sup>[1-3]</sup>。其中铝硅合金因其良好的物理力学性能而被广泛地用作基体。将陶瓷颗粒引入铝合金基体制备铝基复合材料 (aluminum matrix composites, AMCs) 是当下的研究热点。碳化硅颗粒增强铝基复合材料已在工业领域被广泛用作结构

件<sup>[4-6]</sup>。

粉末冶金法是最常见的制备复合材料的方法之一, 其制备温度较低, 有利于控制基体与增强相之间的不良反应<sup>[7]</sup>。此外, 该方法适用于两种或两种以上相的添加, 能够最大程度地发挥增强相的优势。因此, 以颗粒或晶须为增强材料, 采用粉末冶金法制备复合材料可以获得较好的综合性能<sup>[8]</sup>。

通常认为二次塑性加工, 如热轧或锻造可以进一步提高铝基复合材料的性能, 然而铝基体与增强颗粒在热膨胀系数、弹性模量等物理性能上的差异极

收稿日期: 2018-12-18

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51574118)

作者简介: 陈欣荣 (1994-), 女, 湖北十堰人, 湖南大学硕士生, 主要研究方向为 SiC/TiB<sub>2</sub> 颗粒混杂增强铝基复合材料高温流变应力行为, E-mail: 731755579@qq.com

通信作者: 滕杰 (1978-), 男, 河南鹿邑人, 湖南大学教授, 博士生导师, 主要从事金属基复合材料方面的研究, E-mail: tengjie@hnu.edu.cn

大地限制了铝基复合材料的加工性能<sup>[9-11]</sup>。A. M. El-Sabbagh 等<sup>[12]</sup>研究了轧制参数对 Al/SiC 复合材料拉伸性能的影响,发现合理的轧制参数可以大大减小孔径提高性能。Jiang X. 等<sup>[13]</sup>对 6061/SiC<sub>p</sub> 复合材料的结构进行了研究,发现材料在热挤压后仍有一定数量的空洞存在。因此,研究铝基复合材料在不同加工条件下的热工作行为,对优化工艺参数,控制其微观结构具有重要意义。

近年来,混杂增强铝基复合材料因其性能优于单一相增强的铝基复合材料而受到越来越多的关注。特别是混杂增强复合材料的优化性能,可以通过对混合增强相进行(一次或二次)组合来实现<sup>[14-18]</sup>。然而,相关文献中对混杂增强铝基复合材料热变形行为的研究尚少<sup>[18-21]</sup>。本文研究了 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的流变特性,得到其本构方程;并基于动态材料模型建立其热加工图,确定加工安全区与不安全区,得到最优加工参数;同时利用扫描电镜进行微观组织分析以验证热加工图的可靠性。

## 2 实验材料及方法

本实验采用平均颗粒尺寸为 20 μm 的雾化 Al-7%Si 合金粉末作为基体材料,以平均颗粒尺寸为 13 μm 的 β-SiC 和平均颗粒尺寸为 200 nm 的 TiB<sub>2</sub> 作为增强颗粒。

首先将 Al-7%Si 基体粉末、质量分数 10% 的 SiC 颗粒和质量分数 8% 的 TiB<sub>2</sub> 颗粒超声混合 40 min;然后使用高能球磨机以 200 r/min 研磨 4 h,球料比为 10:1;再使用滚筒式球磨机研磨 12 h。完成混合分散过程后,将混合粉末通过装罐、脱气和致密化制成铝锭。铝锭在 420 °C 下保温 4 h,用 800T 挤压机挤压成直径为 25 mm 的棒材,挤压比为 12:1。随后将棒材沿挤压方向线切割加工成 10 mm × 15 mm 的圆柱形压缩试样,在 Gleeble-3500 热模拟机上进行等温压缩实验。

热压缩实验分别在 350, 400, 450, 500 °C 温度下进行,应变速率分别为 0.001, 0.01, 0.1, 1 s<sup>-1</sup>,真实应变均为 0.6。样品加热速率为 10 °C/s,加热到实验温度后保温 180 s 使样品受热均匀,然后再进行测试。为了减小试样与压头之间的摩擦,压缩时在槽内填充石墨润滑剂。所有样品均经过水淬处理,以保持其显微组织。

## 3 结果与讨论

### 3.1 原始组织

对原始态 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料进行微观结构表征,结果如图 1 所示。

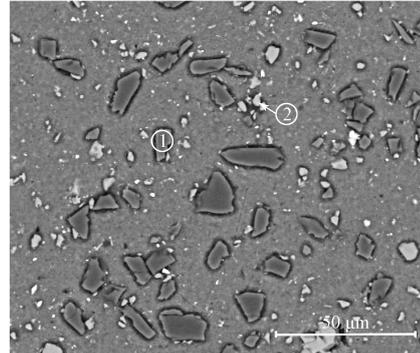
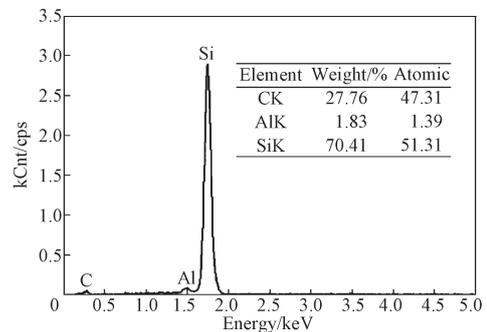


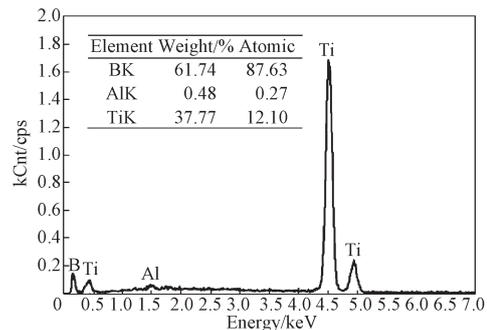
图 1 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料原始态组织的 SEM 图  
Fig. 1 SEM image of the as-fabricated SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites

由图 1 可知,增强粒子均匀分散在铝基体中,TiB<sub>2</sub> 粒子(纳米尺寸)也没有发生明显团聚。

对图 1 中的局部区域进行能谱(energy dispersive spectrometer, EDS)分析,结果如图 2 所示。图 2 的结果表明,图 1 中区域 1 和区域 2 的物质分别为 SiC 和 TiB<sub>2</sub>。



1) 区域 1



1) 区域 2

图 2 图 1 中局部标记区域的 EDS 能谱

Fig. 2 EDS spectra of the areas labeled 1 and 2 in Fig. 1

### 3.2 应力-应变曲线

图3为SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub>铝基复合材料在不同变形温度和应变速率下的真实应力-应变曲线。

图3曲线表明,随着应变增大,流动应力迅速增长至峰值,然后逐渐趋于稳定或略有下降。应力和应变之间的变化趋势可以用加工硬化和动态软化之间的动态平衡来解释<sup>[22-23]</sup>。在变形的初始阶段,外加应力使得位错密度急剧增加,同时由于SiC颗粒和TiB<sub>2</sub>颗粒对位错产生钉扎作用,阻碍了位错的滑移,此时加工硬化作用占主导地位,流动应力增大。随着变形继续进行,复合材料内部位错、空位等缺陷密度增加,晶内储能快速积累,动态回复和动态再结晶的软化作用逐渐被激活,最终加工硬化和动态软化达到平衡,流动应力趋于稳定。

此外,由图3还可以看出, SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub>铝基复合材料是一种温度敏感材料,变形温度和应变速率对流动应力有显著影响,流动应力与应变速率呈正相关,与温度呈负相关。这可归因于扩散控制的软化机制在较高的温度和较低的应变速率下更容易被激活,而在高应变速率下该机制则没有足够的时间被激活<sup>[24-26]</sup>。在高应变速率(1 s<sup>-1</sup>)条件下,当应变超过0.5时,流变应力急剧下降,这可以归因于较高应变速率引起的绝热升温效应<sup>[27]</sup>。

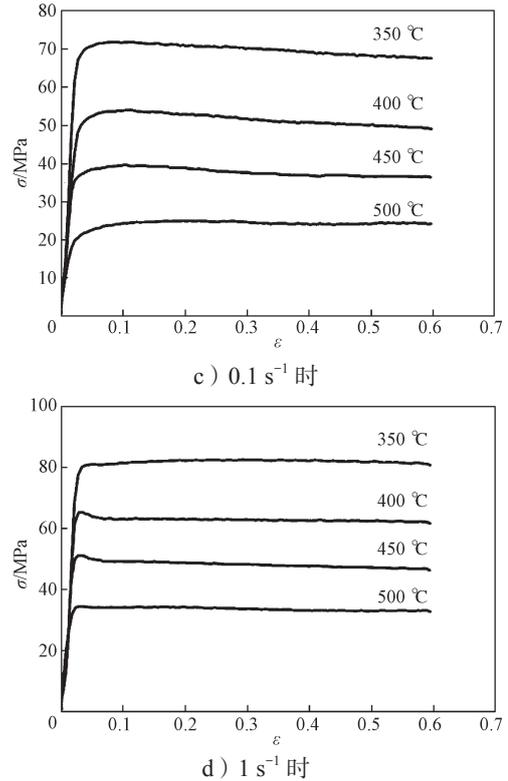
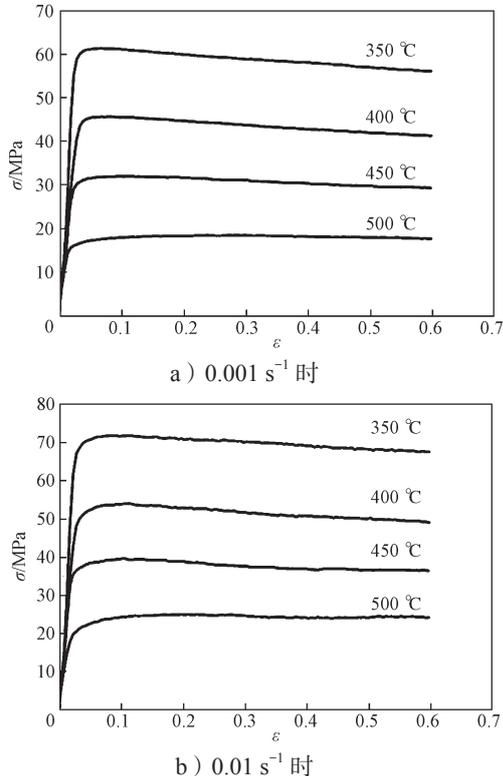


图3 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub>铝基复合材料不同变形条件下的真实应力-应变曲线

Fig. 3 True stress-strain curves of the SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites under different compression conditions

### 3.3 本构方程

金属材料的热变形行为受热激活控制,通常可以用Arrhenius型方程来描述热变形过程中流动应力、应变速率和变形温度之间的关系<sup>[28-29]</sup>:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad \alpha\sigma < 0.8; \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 e^{\beta\sigma} e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad \alpha\sigma > 1.2; \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon} = A (\sinh(\alpha\sigma))^n e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad \text{所有情况。} \quad (3)$$

式中(1)~(3)中:

$\dot{\varepsilon}$ 为应变速率,单位s<sup>-1</sup>;

$A_1$ 、 $A_2$ 、 $A$ 均为结构因子;

$\sigma$ 为流动应力,MPa;

$n_1$ 、 $n$ 均为应力指数;

$\beta$ 为与变形温度无关的常数;

$\alpha$ 为与变形温度无关的应力水平参数,且满足

$$\alpha = \frac{\beta}{n_1};$$

$Q$ 为热变形激活能,kJ/mol;

$R$  为摩尔气体常数, 取值  $8.31 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$ ;

$T$  为变形温度,  $\text{K}$ 。

式 (1) 和式 (2) 分别适用于低应力水平和高应力水平, 而双曲正弦定律公式 (3) 可以应用于各种应力水平。

此外, Zener-Holloman 参数 ( $Z$ )<sup>[30]</sup> 给出了应变速率和温度对变形行为的综合影响, 如式 (4) 所示:

$$Z = \dot{\epsilon} e^{\frac{Q}{RT}} = A (\sinh(\alpha\sigma))^n \quad (4)$$

对式 (1)~(4) 取对数, 可以得到式 (5)~(8)。

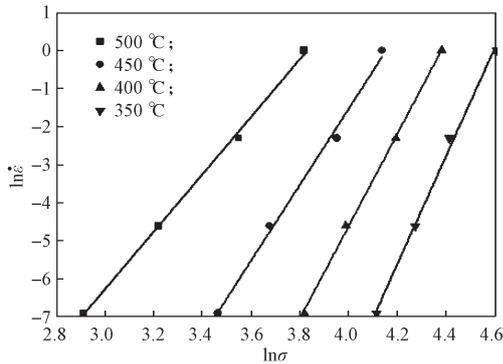
$$\ln(\dot{\epsilon}) = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

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

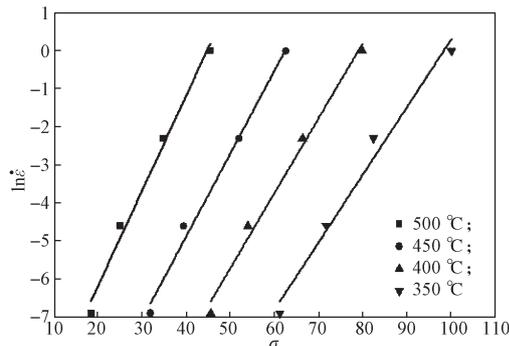
$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln \sinh(\alpha\sigma) - \frac{Q}{RT} \quad (7)$$

$$\ln Z = \ln A + n \ln \sinh(\alpha\sigma) \quad (8)$$

将峰值应力和相应的应变速率代入式 (5) 和 (6), 用最小二乘法进行线性回归, 可得不同变形条件下  $\ln \dot{\epsilon}$  与  $\ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\epsilon}$  与  $\sigma$  的线性关系, 如图 4 所示。



a)  $\ln \dot{\epsilon}$  与  $\ln \sigma$  的关系



b)  $\ln \dot{\epsilon}$  与  $\sigma$  的关系

图 4 不同温度下 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的应变速率与峰值应力之间的关系

Fig. 4 Relationships between strain rates and peak stress for the SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites under different temperatures

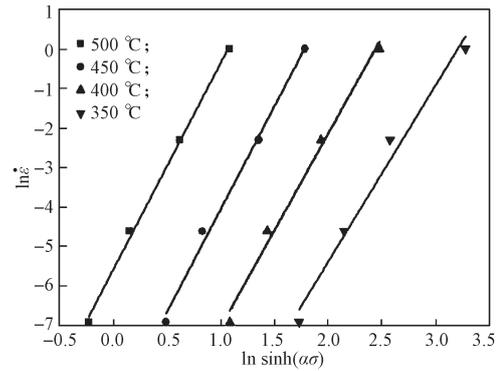
根据方程式 (5) 和 (6) 可知,  $n_1$ 、 $\beta$  分别为图 4a 和 4b 中直线的斜率。因此,  $n_1$ 、 $\beta$  的平均值分别为 10.976 440 和 0.210 815,  $\alpha$  的计算值为 0.019 206。

对式 (7) 进行求导, 并设  $n = \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sinh(\alpha\sigma)} \right]_T$ ,

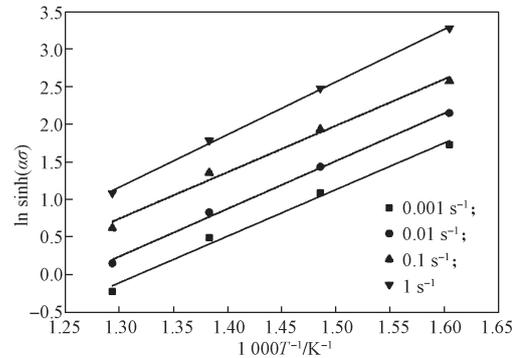
$k = \left[ \frac{\partial \ln \sinh(\alpha\sigma)}{\partial (1000/T)} \right]_{\dot{\epsilon}}$ , 可以得到给定条件下  $Q$  的值:

$$Q = R \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sinh(\alpha\sigma)} \right]_T \left[ \frac{\partial \ln \sinh(\alpha\sigma)}{\partial (1000/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} = Rnk \quad (9)$$

$\ln \dot{\epsilon}$  与  $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ 、 $\ln \sinh(\alpha\sigma)$  与  $1000/T$  时  $\ln \dot{\epsilon}$  的线性关系如图 5 所示。  $n$  和  $k$  分别为图 5a 和 5b 中直线的斜率。



a)  $\ln \dot{\epsilon}$  与  $\ln \sinh(\alpha\sigma)$  的关系



b)  $\ln \sinh(\alpha\sigma)$  与  $1000/T$  的关系

图 5 不同变形条件下 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的应变速率、峰值应力、温度之间的关系

Fig. 5 The impact of strain rates and temperature on peak stress of the SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites under various deformation conditions

为了提高计算的精确性, 通过迭代替换  $\alpha$  与  $n$ , 最终计算得到 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的材料参数如表 1 所示。

在 350~500 °C 范围内变形的 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的本构方程 (3) 可表示为

$$\dot{\varepsilon} = 2.28114 \times 10^{15} (\sinh(0.039654\sigma))^{4.9405425} e^{-\frac{263967}{RT}} \quad (10)$$

表 1 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的本构方程参数  
Table 1 Constitutive equation parameters of the SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites

参数	$\alpha$	$n$	$A$	$Q$ (kJ·mol <sup>-1</sup> )
数值	0.039654	4.9405425	$2.28114 \times 10^{15}$	263.967

图 6 为 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的峰值应力与参数  $Z$  之间的关系。ln $Z$  和 ln sinh( $\alpha\sigma$ ) 的相关系数是 0.99182, 这证实了方程 (3) 的可靠性。

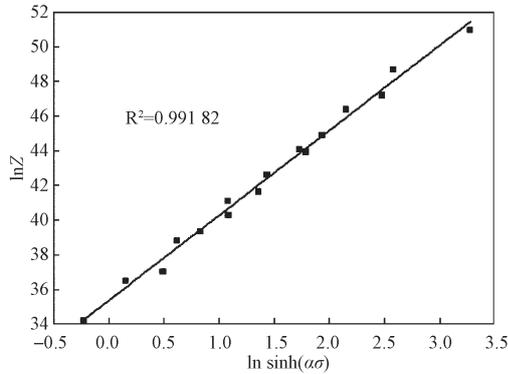


图 6 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的峰值应力与参数  $Z$  之间的关系

Fig. 6 Relationships between peak stress and  $Z$  parameter of the SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites

## 4 热加工图

Y. V. R. K. Prasad 和 H. L. Gegel 等<sup>[31-32]</sup> 根据大塑性变形连续介质力学、物理系统模拟和不可逆热力学等理论, 建立了动态材料模型。这一理论模型将外界给予的能量和材料发生塑性变形消耗的能量联系起来, 阐明了外界作用的能量是如何通过塑性变形耗散的。在任意给定的应变和温度下, 将整个变形过程视为热力学封闭系统。输入能量  $P$  等于输出能量  $P$ , 由耗散量  $G$  和耗散协量  $J$  共同构成:

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma = G + J. \quad (11)$$

$G$  表示材料发生塑性变形所消耗的能量, 其中大部分转化成了热能, 小部分以晶体缺陷能的形式存储;  $J$  表示材料变形过程中组织演变 (如动态回复、动态再结晶、相变等) 消耗的能量。H. L. Gegel 等<sup>[32]</sup> 指出  $G$  和  $J$  之间的能量分划是由材料的本构流动行

为所控制。流动应力的应变速率敏感指数为  $m$ ,  $m$  和  $J$  都与温度和应变速率呈非线性相关, 且有

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\varepsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\varepsilon}} \cong \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\varepsilon}} \quad (12)$$

对于理想的线性耗散来说,  $m$  为 1,  $J$  具有最大值:

$$J = J_{\max} = \frac{\sigma \dot{\varepsilon}}{2} \quad (13)$$

通常把  $J/J_{\max}$  定义为耗散功率因子  $\eta$ , 其数学表达式为

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (14)$$

根据不同变形温度和应变速率下的功率耗散效率, 可绘制出功率耗散图。

H. Ziegler<sup>[33]</sup> 在应变速率敏感指数  $m$  与应变速率  $\dot{\varepsilon}$  非线性相关的基础上, 推导了塑性稳定判断准则。不稳定参数由式 (15) 给出,

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m \leq 0. \quad (15)$$

利用式 (15) 可绘制出不同温度和应变速率下的流动不稳定区, 即失稳图, 由功率耗散图和失稳图叠加得到热加工图。

图 7 为按上述方法制备的 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料热加工图。图中轮廓线上的数字表示耗散系数, 虚线包围的阴影区表示不稳定区域, 无阴影区表示稳定区域。

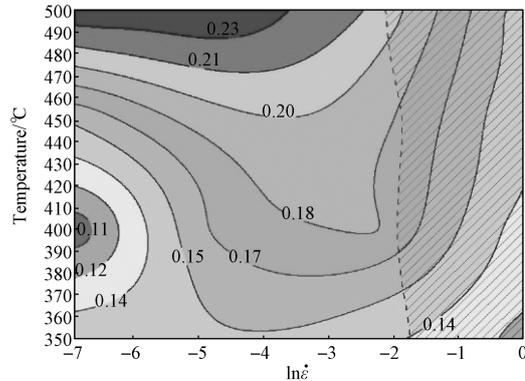


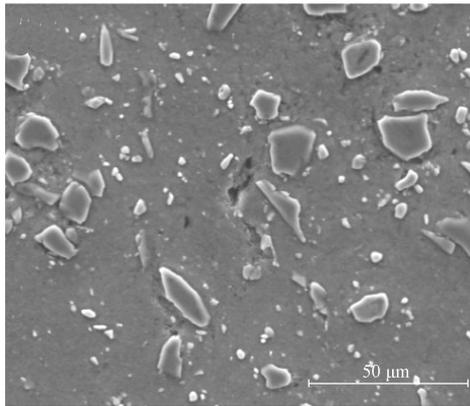
图 7 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的热加工图

Fig. 7 Processing map of the SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites

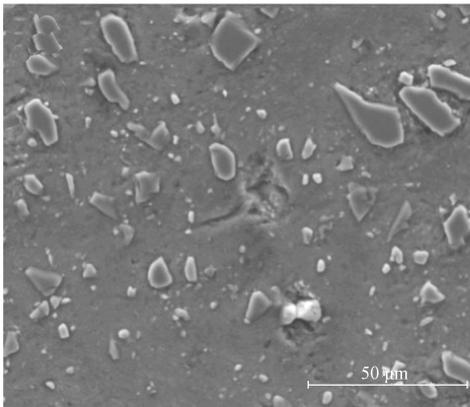
由图 7 可知, 当应变量为 0.6 时, 材料有一个不稳定区: 变形温度 350~500 °C, 应变速率 0.135~1.000 s<sup>-1</sup>, 区域面积约占总体的三分之一。变形温度 490~500 °C, 应变速率 0.001~0.030 s<sup>-1</sup> 为该复合材料的最佳加工区, 材料展现出较好的加工性能, 此时的

最大耗散系数为 23%。

图 8 为材料不稳定区中, 在 350 °C、1 s<sup>-1</sup> 和 500 °C、1 s<sup>-1</sup> 时的 SEM 图。



a) 350 °C, 1 s<sup>-1</sup> 时



b) 500 °C, 1 s<sup>-1</sup> 时

图 8 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料热加工图中不稳定区域组织的 SEM 图

Fig. 8 SEM image of the SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites showing the instability zones organization in the processing map

从图 8 中可以看出, SiC 颗粒破碎严重且基体均有明显的裂纹和界面脱粘。发生这一现象的主要原因是在应变速率较高的情况下, 应力会快速累积从而引起基体的局部变形; 与此同时, 界面协调变形的时间不够, 往往导致界面脱粘, 当局部变形程度超过材料的极限时会产生裂纹, 这些区域往往表现出较差的加工性。这与热加工图 7 所得结论相同, 从而验证了热加工图的可靠性。

## 5 结论

本研究对粉末冶金法制备的 SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料进行了热压缩试验, 并得到了该系统的本构方

程和热加工图, 从而可得以下主要结论:

1) SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料在高温热压缩变形时, 随着应变的增加, 流动应力迅速增大, 达到峰值后趋于稳定或略有下降。变形温度和应变速率对流动应力均有显著影响, 流动应力与应变速率呈正相关, 与温度呈负相关。

2) SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料的变形活化能  $Q$  为 263.967 kJ/mol, 建立正弦双曲 Arrhenius 方程, 可表示为

$$\dot{\epsilon} = 2.28114 \times 10^{15} \left( \sinh(0.039654\sigma) \right)^{4.9405425} e^{-\frac{263967}{RT}} \quad (16)$$

3) SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> 铝基复合材料热加工时, 有一个不稳定区: 变形温度为 350~500 °C, 应变速率为 0.135~1.000 s<sup>-1</sup>; 最佳变形条件: 变形温度为 490~500 °C, 应变速率 0.001~0.030 s<sup>-1</sup>, 此时功率耗散系数达到峰值为 23%。

## 参考文献:

- [1] LIU W, SHAO Q W, JI G B, et al. Metal-Organic-Frameworks Derived Porous Carbon-Wrapped Ni Composites with Optimized Impedance Matching as Excellent Lightweight Electromagnetic Wave Absorber[J]. Chemical Engineering Journal, 2017, 313: 734-744.
- [2] SHIRVANIMOGHADDAM K, HAMIM S U, AKBARI M K, et al. Carbon Fiber Reinforced Metal Matrix Composites: Fabrication Processes and Properties[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 2017, 92: 70-96.
- [3] ZENG X, TENG J, YU J G, et al. Fabrication of Homogeneously Dispersed Graphene/Al Composites by Solution Mixing and Powder Metallurgy[J]. International Journal Minerals, Metallurgy and Materials, 2018, 25(1): 102-109.
- [4] KUMAR G B V, RAO C S P, SELVARAJ N. Studies on Mechanical and Dry Sliding Wear of Al6061-SiC Composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2012, 43(3): 1185-1191.
- [5] MIYAJIMA T, IWAI Y. Effects of Reinforcements on Sliding Wear Behavior of Aluminum Matrix Composites[J]. Wear, 2003, 255(1/2/3/4/5/6): 606-616.
- [6] PIERS N A, NUTT S R, LAVERNIA E J. Multi-Scale Al 5083 for Military Vehicles with Improved Performance[J]. JOM, 2006, 58: 56-61.

- [7] PADMAVATHI C, UPADHYAYA A. Densification, Microstructure and Properties of Supersolidus Liquid Phase Sintered 6711 Al-SiC Metal Matrix Composites[J]. Powder Metall, 2010, 42: 363-382.
- [8] RAMULU M, PAUL G, PATEL J. EDM Surface Effects on the Fatigue Strength of a 15 vol% SiC<sub>p</sub>/Al Metal Matrix Composite Material[J]. Composite Structures 2001, 54(1): 79-86.
- [9] LLOYD D J. Particle Reinforced Aluminium and Magnesium Matrix Composite. International Materials Reviews, 1994, 39(1): 1-23.
- [10] THAM L M, GUPTA M, CHENG L. Effect of Reinforcement Volume Fraction on the Evolution of Reinforcement Size During the Extrusion of Al-SiC Composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 326(2): 355-363.
- [11] LI C S, ELLYIN F. Fatigue Damage and Its Localization in Particulate Metal Matrix Composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 1996, 214(1/2): 115-121.
- [12] EL-SABBAGH A M, SOLIMAN M, TAHA M A, et al. Effect of Rolling and Heat Treatment on Tensile Behaviour of Wrought Al-SiC<sub>p</sub> Composites Prepared by Stir-Casting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2013, 213(10): 1669-1681.
- [13] JIANG X, GALANO M, AUDEBERT F. Extrusion Textures in Al, 6061 Alloy and 6061/SiC<sub>p</sub> Nanocomposites[J]. Materials Characterization, 2014, 88: 111-118.
- [14] SINGH J, CHAUHAN A. Characterization of Hybrid Aluminum Matrix Composites for Advanced Applications-A Review[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2016, 5(2): 159-169.
- [15] ALIDOKHT S A, ABDOLLAH-ZADEH A, SOLEYMANI S, et al. Microstructure and Tribological Performance of an Aluminium Alloy Based Hybrid Composite Produced by Friction Stir Processing[J]. Materials and Design, 2011, 32(5): 2727-2733.
- [16] ALANEME K K, OLUBAMBI P A. Corrosion and Wear Behaviour of Rice Husk Ash-Alumina Reinforced Al-Mg-Si Alloy Matrix Hybrid Composites[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2013, 2(2): 188-194.
- [17] SHOW B K, MONDAL D K, MAITY J. Dry Sliding Wear Behavior of Aluminum-Based Metal Matrix Composites with Single (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) and Hybrid (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+SiC) Reinforcements[J]. Metallography, Microstructure, and Analysis, 2014, 3(1): 11-29.
- [18] TAN A S, TENG J, ZENG X, et al. Fabrication of Aluminium Matrix Hybrid Composites Reinforced with SiC Microparticles and TiB<sub>2</sub> Nanoparticles by Powder Metallurgy[J]. Powder Metallurgy, 2017, 60(1): 66-72.
- [19] ZHANG X N, GENG L, XU B. Compressive Behaviour of Al-Based Hybrid Composites Reinforced with SiC Whiskers and SiC Nanoparticles[J]. Materials Chemistry and Physics, 2007, 101(1): 242-246.
- [20] WANG M L, JIN P P, WANG J H, et al. Hot Deformation Behavior and Workability of (SiC<sub>p</sub>+Mg<sub>2</sub>B<sub>2</sub>O<sub>5w</sub>)/6061 Al Hybrid and SiC<sub>p</sub>/6061 Al Composites[J]. Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.), 2014, 27(1): 63-74.
- [21] KHODABAKHSHI F, GERLICH A P, SIMCHI A, et al. Hot Deformation Behavior of an Aluminum-Matrix Hybrid Nanocomposite Fabricated by Friction Stir Processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 626: 458-466.
- [22] ZHANG B L, MACLEAN M S, BAKER T N. Hot Deformation Behaviour of Aluminium Alloy 6061/SiC<sub>p</sub> MMCs Made by Powder Metallurgy Route[J]. Materials Science and Technology, 2000, 16(7/8): 897-902.
- [23] SARAVANAN L, SENTHILVELAN T. Investigations on the Hot Workability Characteristics and Deformation Mechanisms of Aluminium Alloy-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanocomposite[J]. Materials & Design, 2015, 79: 6-14.
- [24] WU B, LI M Q, MA D W. The Flow Behavior and Constitutive Equations in Isothermal Compression of 7050 Aluminum Alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 542: 79-87.
- [25] GANESAN G, RAGHUKANDAN K, KARTHIKEYAN R, et al. Development of Processing Maps for 6061 Al/15% SiC<sub>p</sub> Composite Material[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 369(1/2): 230-235.
- [26] AHAMED H, SENTHILKUMAR V. Hot Deformation Behavior of Mechanically Alloyed Al6063/0.75Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/0.75Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nano-Composite: A Study Using Constitutive Modeling and Processing Map[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 539: 349-359.
- [27] LI H Z, WANG H J, ZENG M, et al. Forming Behavior and Workability of 6061/B<sub>4</sub>C<sub>p</sub> Composite During Hot Deformation[J]. Composites Science and Technology, 2011, 71(6): 925-930.
- [28] SELLARS C M, MC TEGART W J. On the Mechanism of Hot Deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136-1138.

- [29] SELLARS C M, TEGART W J M. Hot Workability[J]. International Metallurgical Reviews, 1972, 17(1): 1-24.
- [30] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of Strain Rate upon Plastic Flow of Steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [31] PRASAD Y V R K, SASIDHARA S. Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps[M]. 3rd ed. Ohio: ASM International, 1997: 4-10.
- [32] GEGEL H L, MALAS J C, DORAIVELU S M. Process Modelling of P/M Extrusion[J]. Innovations in Materials Processing, 1985, 30: 137-159.
- [33] ZIEGLER H. Some Extremum Principles in Irreversible Thermodynamics with Application to Continuum Mechanics, Progress in Solid Mechanics[M]. New York: John Wiley & Sons, 1963: 93.

(责任编辑: 邓光辉)

## High Temperature Flow Stress Behavior of SiC<sub>p</sub>/8% TiB<sub>2</sub> Hybrid Reinforced Aluminum Matrix Composites

CHEN Xinrong<sup>1</sup>, TENG Jie<sup>1</sup>, FAN Caihe<sup>2</sup>

( 1. School of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China;

2. College of Metallurgical and Materials Engineering, Hunan University of Technology, Zhuzhou Hunan 412007, China )

**Abstract:** The hot compression test of SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites was performed by using thermal simulation tests in a Gleeble-3500 simulator. The thermal compression was tested at temperature of 350, 400, 450, 500 °C and strain rate of 0.001, 0.01, 0.1, 1 s<sup>-1</sup> to investigate the behavior of high temperature flow stress. The constitutive equations of strain rate and flow stress of SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites were established, and the sinusoidal hyperbolic Arrhenius equation was used to explain the flow stress behavior. A processing diagram based on dynamic material model (DMM) was established to explain the hot workability of SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites. The microstructure analysis was carried out by scanning electron microscopy to verify the reliability of the hot processed image. The results showed that the deformation activation energy was 263.967 kJ/mol, the optimum processing conditions for the SiC<sub>p</sub>/8%TiB<sub>2</sub> aluminum matrix composites were at the deformation temperature range of 490~500 °C and the strain rate range of 0.001~0.030 s<sup>-1</sup> with the power dissipation efficiency reached the peak of 23%.

**Keywords:** hybrid aluminum matrix composite; hot deformation; constitutive equation; processing map; microstructure characterization