

# 原位自生 TiB<sub>2</sub>/2014 Al 复合材料挤压铸造

薛菁, 王朦朦, 王 俊, 高海燕

(上海市先进高温合金材料及其精密成型重点实验室, 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240)

**摘要:** 采用氟盐反应法制备了原位自生5vol.%TiB<sub>2</sub>/2014Al复合材料, 研究了原位自生复合材料挤压铸造成形工艺, 以及挤压铸造对复合材料组织和性能的影响。结果表明: 挤压铸造能够制备合格的TiB<sub>2</sub>/2014复合材料薄壁铸件; 相比2014 Al基体合金, 复合材料表现出较差的挤压铸造成形性; 挤压铸造可减少铸造缺陷, 细化基体组织, 显著改善原位自生TiB<sub>2</sub>颗粒的分散性; 与重力铸件相比, 复合材料挤压铸件的力学性能显著提高。

**关键词:** 原位自生; TiB<sub>2</sub>/2014 Al复合材料; 挤压铸造; 成形性; 力学性能

铝合金熔炼工艺制备的颗粒增强铝基复合材料, 由于比强度、比刚度较高、耐磨性好而被广泛研究。在各种颗粒增强铝基复合材料中, 原位自生TiB<sub>2</sub>颗粒增强铝基复合材料由于具有干净的界面、强的界面结合键、细小的颗粒(0.5~2 μm)以及优异的性能而被广泛研究。目前, 大部分研究主要集中在原位自生复合材料的制备, 以及组织与性能研究, 很少有报道关于原位自生TiB<sub>2</sub>颗粒增强铝基复合材料的成形性<sup>[1-6]</sup>。

Geng等研究表明<sup>[4-7]</sup>, 细小的原位自生TiB<sub>2</sub>颗粒引入铝合金基体导致熔体凝固过程发生变化, 流动性显著降低, 使得熔体难以通过传统的金属型铸造成形复杂薄壁零件, 并且铸件中容易形成气孔、疏松和缩孔等铸造缺陷; 而锻造或热挤压工艺成本较高且难以成形复杂零件。挤压铸造是将一定量的熔融金属液直接浇入敞口的金属型腔, 随后合模, 使金属液在较高的压力下填充、成形和凝固的过程, 是铸造和锻造工艺的结合, 适合成形铸造性能较差的合金。Muhammad等研究表明<sup>[8-11]</sup>, 熔融金属在压力下凝固可改变金属熔点、提高凝固速率、细化显微组织以及减少铸件中的气孔和疏松; 此外, 相比传统铸造方法, 挤压铸造获得的铸件具有更高的力学性能, 并且可达到锻件的性能。因此, 采用挤压铸造工艺成形原位自生TiB<sub>2</sub>/Al复合材料成为研究重点之一。

已有文献报道复合材料的挤压铸造性能, Sukumaran等<sup>[12]</sup>对搅拌铸造法制备的SiC/2124复合材料进行重熔挤压铸造研究, 结果表明, 挤压铸造不仅可以基本消除铸造缺陷, 还可细化基体晶粒, 改善SiC颗粒的分散性, 最终铸件的抗拉强度和屈服强度分别比金属型重力铸造的铸件提高了85%和95%。齐海波等<sup>[13]</sup>对SiC<sub>p</sub>/Al复合材料进行挤压铸造, 研究表明, 压力为140 MPa、浇注温度为720 ℃、模具温度为200 ℃时, 复合材料中α-Al枝晶间距较小, 基体中没有气孔、缩孔等缺陷; 复合材料的抗拉强度和屈服强度分别比基体合金提高了8.5%和17%。然而, 先前的研究主要集中在外加颗粒增强铝基复合材料挤压铸造, 而对于具有特殊性能的原位自生TiB<sub>2</sub>颗粒增强铝基复合材料的挤压铸造研究较少。本文目的在于研究原位自生TiB<sub>2</sub>/2014Al复合材料的挤压铸造成形性, 探索挤压铸造工艺参数; 研究挤压铸造对复合材料显微组织及性能的影响, 为制备原位自生TiB<sub>2</sub>增强铝基复合材料薄壁铸件提供理论依据。

作者简介:

薛菁(1979-), 女, 博士, 研究方向为铝基复合材料。E-mail:

xuejing\_2006@sjtu.edu.cn

通讯作者:

王 俊, 男, 教授, 博士。

电话: 021-54747387,

E-mail: junwang@sjtu.edu.cn

中图分类号: TG249.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2019)

07-0723-07

基金项目:

国家自然科学基金(51804198)。

收稿日期:

2019-02-27 收到初稿,

2019-04-17 收到修订稿。

## 1 试验材料及方法

### 1.1 试验材料

采用纯度为99.0%的工业用K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>, 纯度98%的工业用KBF<sub>4</sub>, 纯度99.7%的工业

纯Al锭, 99.999%的高纯Cu, Al-15%Mn和Al-20%Si中间合金和99.8%工业纯镁锭。

## 1.2 复合材料制备

通过氟盐反应法制备TiB<sub>2</sub>颗粒名义成分为5vol.%的TiB<sub>2</sub>/2014复合材料。将适量的工业纯Al熔化, 加热到850℃, 再加入按化学比Ti:B=1:2配好并经混合、烘干、预热的K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>和KBF<sub>4</sub>混合盐, 反应60 min, 反应完毕后, 扒除表面残余盐, 随后降温到800℃, 将按2014Al合金比例配好的高纯Cu、Al-20%Si和Al-15%Mn中间合金加入熔体中, 然后加少量覆盖剂保温30 min, 待合金完全熔化后用自制搅拌器搅拌10 min, 调整温度到730℃, 加入C<sub>2</sub>Cl<sub>6</sub>进行精炼, 静置除渣, 接着在高纯Ar气保护下加入适量工业纯Mg, 石墨棒搅拌熔化后保温10 min, 750℃浇入石墨模具制得5vol.%TiB<sub>2</sub>/2014Al原位自生复合材料铸锭。测得该复合材料及购买的2014Al合金化学成分如表1所示。

## 1.3 挤压铸造

挤压铸件是一种薄壁铸件, 其简化模型如图1所示, 最薄壁厚为5 mm, 设计重量为282 g, 采用异形冲头直接挤压铸造方式成形, 挤压铸造模型如图2所示。

将自行制备的原位自生5vol.%TiB<sub>2</sub>/2014复合材料重熔, 750℃精炼除气, 静置10 min, 扒渣, 石墨棒搅拌3 min, 调整到所需的温度, 浇入预热的H13型模中, 随后加压, 保压20 s后, 去除压力取出铸件。从铸件上截取本体试样, 观察铸态下的显微组织, 测试热处理(500℃/4 h固溶, 170℃时效)后的性能, 取样部位如图3所示。

# 2 试验结果

## 2.1 挤压铸造参数的估算

挤压铸造过程中, 金属熔体从浇入铸型到开始加压前的自由凝固过程将对铸件挤压铸造成形产生重要的影响, 这段时间被称作开始加压时间。开始加压时间较短, 浇注温度和模具温度较高时, 可能导致加压时熔体飞溅; 开始加压时间较长, 浇注温度和模具温度较低, 可能导致加压时铸件已经形成较厚的凝固外壳或完全凝固, 难以实现熔体在压力下凝固。因此, 为了制定复合材料挤压铸造工艺参数, 必须给出开始加压时间、浇注温度和模具温度之间的关系。

本次研究可通过平方根定律式(1)得到铸件凝固时间与浇注温度、模具温度之间的关系, 从而推出开始加压时间、浇注温度和模具温度之间的关系, 为挤压铸造参数的制定提供理论依据。

$$\sqrt{t} = \frac{\sqrt{\pi\rho_1[L + c_1(T_{\text{液}} - T_s)]V_1}{2b_2(T_i - T_2)A_1} \quad (1)$$

表1 2014 Al合金和复合材料的化学成分  
Table 1 Chemical composition of 2014 Al alloy and 5vol% TiB<sub>2</sub>/2014 composite

材料	Cu	Si	Mn	Mg	Ti	B	Fe	Al
2014 Al	4.79	0.76	0.91	0.76	-	-	0.13	余量
5vol.%TiB <sub>2</sub> /2014	4.82	0.74	0.90	0.78	5.26	2.53	0.11	余量

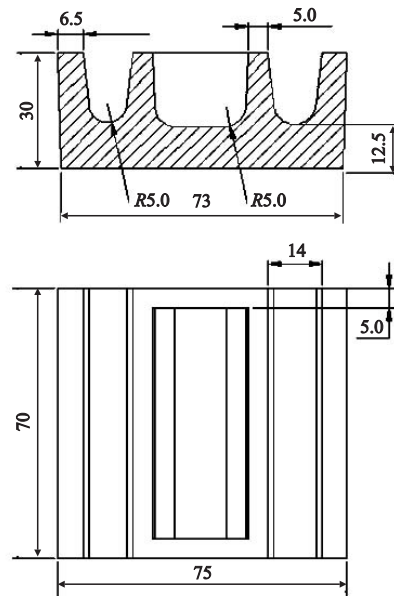
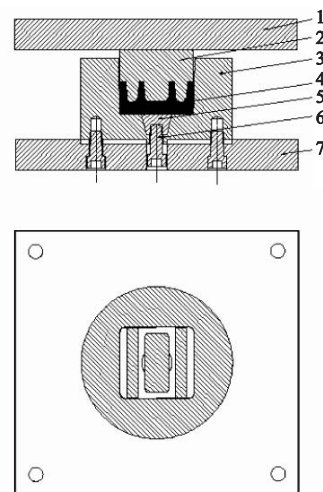


图1 薄壁零件简化模型

Fig. 1 Simplified thin-walled part drawing



1. 上模固定板 2. 冲头 3. 下模 4. 铸件  
5. 顶出塞 6. 顶出螺丝 7. 下模固定板

图2 挤压铸造铸件模型图

Fig. 2 Schematic diagram of mold assembly for squeeze-casting

式中： $t$ 是凝固时间， $\rho$ 是金属液的密度， $L$ 是金属液的结晶潜热， $c_1$ 是金属液的比热容， $T_{\text{浇}}$ 是浇注温度， $T_s$ 是固相线温度， $b_2$ 是模具的蓄热系数， $T_2$ 是模具初始温度， $V_1$ 是铸件体积， $A_1$ 是铸件与模具壁接触的表面面积， $T_i$ 是界面温度。

复合材料的密度和比热容分别根据混合定律计算<sup>[14]</sup>：

$$\rho_c = \rho_m (1 - \Phi_p) + \rho_p \Phi_p \quad (2)$$

式中： $\rho_m$ 和 $\rho_p$ 分别是基体合金和增强颗粒的密度， $\Phi_p$ 是颗粒的体积分数。

$$c_c = c_m (1 - \omega_p) + c_p \omega_p \quad (3)$$

式中： $c_m$ 和 $c_p$ 分别是基体合金和增强颗粒的比热容， $\omega_p$ 是颗粒的质量分数。取700℃时，2014铝合金和TiB<sub>2</sub>颗粒的密度分别为 $2.454 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ 和 $4.520 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ，由式(2)计算出复合材料的密度 $\rho_c = 2.557 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ；合金和颗粒的比热容分别为 $1.176 \times 10^3 \text{ J/kg} \cdot \text{℃}$ 和 $1.110 \times 10^3 \text{ J/kg} \cdot \text{℃}$ <sup>[15]</sup>，由式(3)计算出复合材料的比热容 $c_c = 1.171 \times 10^3 \text{ J/kg} \cdot \text{℃}$ 。

通过DSC测得复合材料的结晶潜热 $L = 2.84 \times 10^5 \text{ J/kg}$ <sup>[7]</sup>；复合材料的固相线温度 $T_s = 553 \text{ ℃}$ <sup>[7]</sup>；铸件的折算厚度 $V_1/A_1 = 9.65 \times 10^{-3} \text{ m}$ ； $T_i$ 界面温度根据式(4)计算<sup>[16]</sup>。

$$T_i = \frac{b_1 T_s + b_2 T_2}{b_1 + b_2} \quad (4)$$

要求 $T_i$ 的值，须计算铸件的蓄热系数 $b_1$ 和模具的蓄热系数 $b_2$ ，蓄热系数按式(5)计算。

$$b = \sqrt{\lambda c \rho} \quad (5)$$

复合材料的热导率 $\lambda_c$ 可根据式(6)计算<sup>[17]</sup>。

$$\lambda_c = \lambda_m \left( \frac{\lambda_p + 2\lambda_m - 2\Phi_p(\lambda_m - \lambda_p)}{\lambda_p + 2\lambda_m + \Phi_p(\lambda_m - \lambda_p)} \right) \quad (6)$$

式中： $\lambda_m$ 和 $\lambda_p$ 分别是基体合金和增强颗粒的热导率， $\Phi_p$ 是增强颗粒的体积分数。2014铝合金和TiB<sub>2</sub>颗粒的热导率分别为 $177.5 \text{ J/m} \cdot \text{℃} \cdot \text{s}$ 和 $26 \text{ J/m} \cdot \text{℃} \cdot \text{s}$ ，代入式(6)可计算出复合材料的热导率 $\lambda_c = 167.12 \text{ J/m} \cdot \text{℃} \cdot \text{s}$ ；将复合材料的 $\lambda_c$ 、 $c_c$ 和 $\rho_c$ 代入式(5)，计算出铸件的蓄热系数 $b_1 = 2.2 \times 10^4 \text{ J/m}^2 \cdot \text{℃} \cdot \text{s}^{1/2}$ ；将模具材料H13的密度 $\rho_2 = 7.367 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ，热导率 $\lambda_2 = 25 \text{ J/m} \cdot \text{℃} \cdot \text{s}$ ，比热容 $c_2 = 4.588 \times 10^2 \text{ J/kg} \cdot \text{℃}$ 代入式(5)，计算出铸型的蓄热系数 $b_2 = 9.19 \times 10^3 \text{ J/m}^2 \cdot \text{℃} \cdot \text{s}^{1/2}$ ；将 $b_1$ 、 $b_2$ 、 $T_s$ 、 $T_2$ 代入式(4)，得：

$$T_i = 390 + 0.294 6 T_2 \quad (7)$$

将上述值代入式(1)，得到：

$$t = \left( \frac{49.4 T_{\text{浇}} - 14 948}{7 168.2 - 12.97 T_2} \right)^2 \quad (4)$$

此式可以用来估算复合材料铸件自由凝固时间。通过计算复合材料铸件的自由凝固时间，可以估算挤

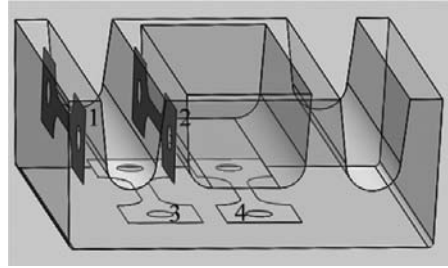


图3 挤压铸件取样部位

Fig. 3 Schematic diagram of sampling location

压铸造过程中，在开始加压时间内铸件凝固的固相分数，从而从理论上估算出复合材料挤压铸造浇注温度、模具温度及开始加压时间之间的关系。

根据式(8)计算得，浇注温度和模具温度分别为710℃和200℃时，复合材料铸件的凝固时间 $t = 19 \text{ s}$ ；通过DSC测得复合材料液相线温度为 $T_l = 644 \text{ ℃}$ <sup>[7]</sup>，当浇注温度为644℃，模具温度为200℃时，复合材料铸件的凝固时间 $t_1 = 14 \text{ s}$ 。由此可估算出，由710℃冷却到 $T_l$ 的时间 $t_3 = 5 \text{ s}$ 。本次挤压铸造试验中开始加压时间为14~16 s，假定复合材料凝固速率恒定，则开始加压时复合材料铸件的固相分数为：

$$f = \frac{t_{\text{开始加压}} - t_{\text{浇注温度} \rightarrow \text{液相线温度}}}{t_{\text{液相线温度} \rightarrow \text{完全凝固}}} = \frac{14 - t_3}{t_1} \sim \frac{16 - t_3}{t_1} = 64\% \sim 79\%$$

即开始加压时复合材料铸件已经处于凝固后期，与凹模型壁接触的熔体形成较厚的自由凝固外壳，且凹模内部熔体处于固相率较大的半固态，此时冲头施加的压力主要作用在凝固外壳上，铸件内部熔体所受压力较小。

当浇注温度和模具温度分别为750℃和250℃时，同理可算出，开始加压时复合材料铸件的固相分数为5%~15%。然而，当浇注温度和模具温度分别增加到780℃和250℃时，可计算出铸件从780℃冷却到 $T_l$ 的时间为17 s，由于开始加压时间为14~16 s，因此开始加压时复合材料铸件还未开始凝固，但已接近液相线温度。但是实际上复合材料熔体一旦浇入凹模型腔，与凹模型壁接触的熔体热量迅速散失，形成凝固壳层，由于熔体内部温度较高，凝固壳层较薄，不影响随后的挤压成形。因此，在本次试验条件下，挤压铸造复合材料适合的浇注温度和模具温度分别为770~780℃和250℃。

## 2.2 挤压铸造参数验证

为了验证上述挤压铸造参数的合理性，设置了表2所示挤压铸造试验参数，通过制备简单的矩形铸件，研究挤压铸造参数对铸件成形性的影响，验证上述理

论计算结果,铸件宏观形貌如图4所示。

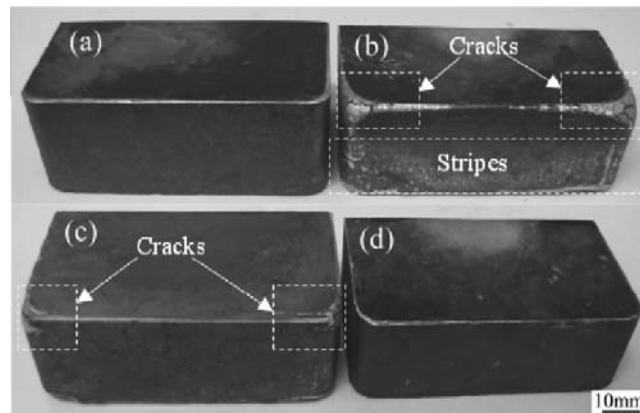
图4a、b为浇注温度710℃、模具温度200℃和60 MPa压力下制备的2014 Al合金和复合材料铸件宏观形貌。由图可见,合金铸件外观平整、棱角规则;而复合材料铸件侧面出现大量斑纹状褶皱,且棱角呈圆弧状,并伴有严重裂纹。当浇注温度、模具温度和压力分别增加到750℃、250℃和70 MPa时,复合材料铸件侧面和棱角的缺陷有所改善,如图4c所示。随着浇注温度、模具温度和压力进一步增加到780℃、250℃和90 MPa时,复合材料铸件宏观形貌发生明显变化,铸件侧面光滑、平整,未出现褶皱现象,而且圆弧形并伴有裂纹的棱角消失,如图4d所示。

根据以上试验结果,设置浇注温度780℃、模具温度250℃和120 MPa压力的挤压铸造工艺参数制备图1所示薄壁铸件,铸件宏观形貌如图5所示。挤压铸造薄壁

铸件外观完整、表面光洁、棱角规则,尺寸符合预定要求,且铸件内部未发现缩孔和气孔等铸造缺陷。可见,以平方根定律式为依据,按照熔体从浇注温度冷却到液相线温度的时间间隔与开始加压时间相等的方法设计原位合成复合材料挤压铸造零件工艺参数是可行的。

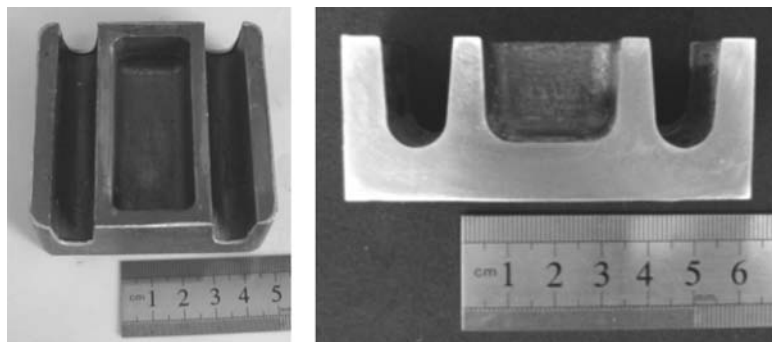
表2 2014Al合金与复合材料挤压铸造试验参数  
Table 2 Experimental conditions for squeeze casting of 2014 Al alloy and composite

材料	浇注温度/℃	模具温度/℃	挤压压力/MPa
2014Al	710	200	60
TiB <sub>2</sub> /2014Al	710	200	60
TiB <sub>2</sub> /2014Al	750	250	70
TiB <sub>2</sub> /2014Al	780	250	90



(a) 浇注温度710℃、模具温度200℃、60 MPa压力下2014 Al合金铸件; (b) (c) (d) 分别为710℃、200℃和60 MPa, 750℃、250℃和70 MPa, 780℃、250℃和90 MPa下的复合材料铸件

图4 不同挤压铸造试验参数下2014 Al合金和复合材料矩形铸件宏观形貌  
Fig. 4 Rectangle parts obtained under different squeeze casting process parameters



(a) 表面

(b) 纵截面

图5 挤压铸造薄壁铸件宏观形貌  
Fig. 5 Squeeze cast thin-walled part

### 3 复合材料微观组织与性能

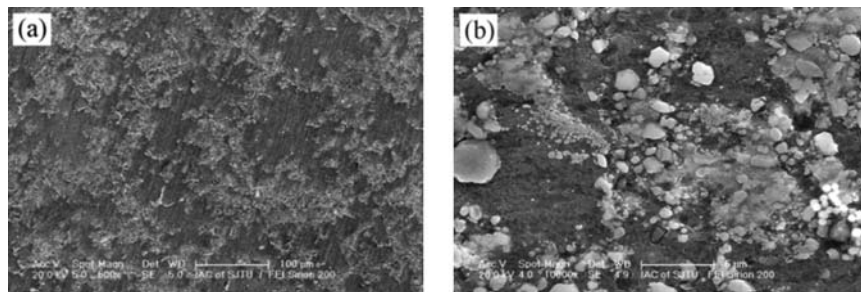
#### 3.1 显微组织

图6是重力铸造复合材料铸态SEM显微组织。由图可见,  $TiB_2$ 颗粒在晶界偏聚, 形成颗粒聚集体, 且基体中有明显的颗粒稀疏区和密集区, 如图6a所示; 高倍SEM显微组织如图6b所示, 可见, 颗粒聚集体尺寸大约为10  $\mu m$ , 在聚集体内部, 颗粒呈珊瑚状粘连, 而在聚集体边缘, 少量具有清晰轮廓的颗粒孤立存在。

根据图3所示的取样方法对挤压铸造薄壁铸件不同区域进行组织分析, 取样位置为各区域中间部位, 其SEM显微组织如图7所示。由图可见, 1#区域和2#区域 $TiB_2$ 颗粒分散性较好, 大部分颗粒均匀分布在 $\alpha$ -Al晶粒内部, 基体中无明显的颗粒稀疏区和密集区, 且单个颗粒轮廓清晰, 孤立地分布在基体中, 如图7a、b所示。由图7c、d可见, 3#和4#区域可观察到部分 $TiB_2$ 颗粒在晶界处聚集, 呈现条带状聚集体; 另一部分颗粒已经脱离

晶界的束缚, 孤立地存在于 $\alpha$ -Al晶粒内部。3#区域晶界处聚集体的高倍SEM显微组织可见, 聚集体内部颗粒分布松散, 无粘连现象, 如图7c所示。

通过比较图7挤压铸件和图6重力浇注铸锭显微组织可见, 挤压铸件1#和2#区域复合材料中 $TiB_2$ 颗粒的分散性明显改善, 颗粒在基体中均匀分布, 基体中未出现图6所示的颗粒稀疏区和密集区。图7a与图6b高倍颗粒形貌比较可见, 重力浇注的铸锭中 $TiB_2$ 颗粒粘连在一起形成聚集体, 而挤压铸造复合材料中 $TiB_2$ 颗粒轮廓清晰, 孤立存在。图7c、d与图6比较可见, 挤压铸件3#和4#区域复合材料中 $TiB_2$ 颗粒偏聚程度明显减弱, 部分颗粒已经脱离晶界束缚。图7c与图6b高倍组织可见, 挤压铸造复合材料中偏聚在晶界的 $TiB_2$ 颗粒分布松散, 而重力浇注的铸锭中 $TiB_2$ 颗粒出现严重的粘连现象。此外, 通过比较图7与图6发现, 挤压铸造使得复合材料基体合金显微组织明显细化。

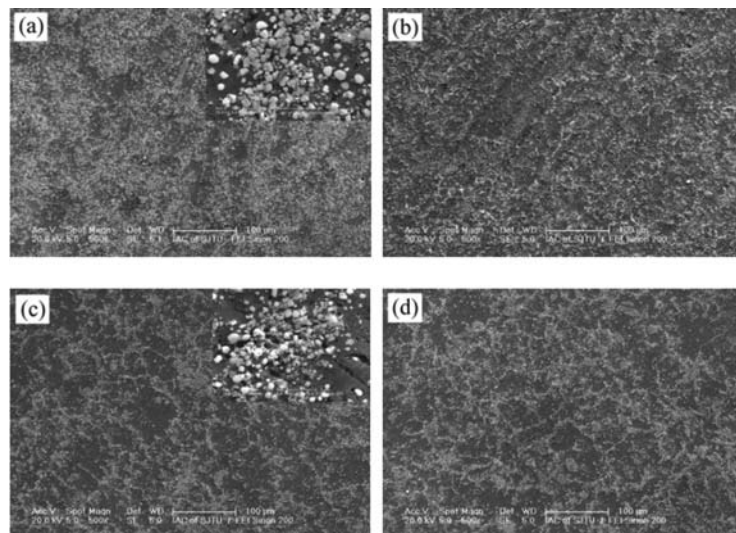


(a) 低倍SEM图像

(b) 高倍SEM图像

图6 重力铸造复合材料铸态SEM显微组织

Fig. 6 SEM images of gravity cast composite



(a) 1#; (b) 2#; (c) 3#; (d) 4#

图7 挤压铸造薄壁铸件不同区域的SEM显微照片

Fig. 7 Microstructures at different locations of squeeze cast thin-wall part

### 3.2 性能

5vol.%TiB<sub>2</sub>/2014Al复合材料的室温拉伸性能如表3所示,挤压铸件相应的取样位置如图3所示。由表可见,复合材料挤压铸件不同部位的强度稍有差异,铸件2<sup>#</sup>区域抗拉强度和屈服强度均较高,3<sup>#</sup>区域强度稍有降低;相比重力浇注铸件,挤压铸件的强度显著提高,2<sup>#</sup>区域的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为485 MPa、439 MPa和3.5%,相比重力铸件分别提高了21%、15%和220%。复合材料挤压铸件强度提高主要是由于压力下凝固铸造缺陷减少、晶粒细化以及增强相TiB<sub>2</sub>颗粒分散性提高。

挤压铸件横截面的硬度分布见图8。可见,5和6部位的硬度较高,7部位硬度偏低。挤压铸件强度与硬度结果比较可见,强度较高的部位硬度也较高,而强度较低的部位硬度相应偏低。

复合材料挤压铸件不同部位组织与性能的差异主要是由于,挤压铸件凝固过程是在各向不均匀的压缩条件下进行的。当金属熔体浇入凹型后,与凹型壁接触的熔体由于散热较快,形成凝固壳层;当冲头接触金属液面后,铸锭内部温度较高的熔体被反挤充型,在冲头下端面,液态金属开始结壳,并在压力作用下不断凝固增厚。这将导致铸件1<sup>#</sup>和2<sup>#</sup>部位受到的压力大,凝固速度较快,因此其致密度高,铸造缺陷少,而且较快的凝固速率使得复合材料熔体中单个的TiB<sub>2</sub>颗粒能被S/L界面捕获而均匀分布在基体合金中;而铸件3<sup>#</sup>和4<sup>#</sup>部位受到的压力小且厚度较大,是铸件的热节处,因此其致密度相对较低,且凝固速度相对较慢,大部分颗粒被S/L界面推斥,偏析于晶界处。此外,在冲头下端面的1<sup>#</sup>和2<sup>#</sup>部位直接与冲头接触,其受压力作用而产生的变形程度要比铸锭下部大。因此,复合材料挤压铸件1<sup>#</sup>和2<sup>#</sup>部位的组织与性能优于3<sup>#</sup>和4<sup>#</sup>部位。

## 4 结论

(1) 采用挤压铸造能够得到合格的原位自生TiB<sub>2</sub>/2014 Al复合材料薄壁铸件,以平方根定律为依据,按照熔体从浇注温度冷却到液相线温度的时间

表3 5vol.%TiB<sub>2</sub>/2014复合材料的室温拉伸性能  
Fig. 3 Tensile properties of 5vol.%TiB<sub>2</sub>/2014 composite at room temperature

工艺	部位	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
挤压铸造	1 <sup>#</sup>	478	440	3.2
	2 <sup>#</sup>	485	439	3.5
	3 <sup>#</sup>	462	418	2.7
	4 <sup>#</sup>	472	429	2.9
重力铸造		401	382	1.0

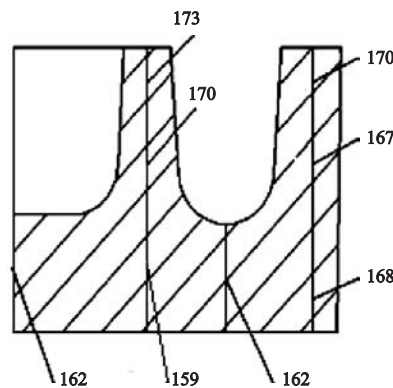


图8 薄壁挤压铸件纵截面的硬度分布 (HV5)

Fig. 8 Hardness distribution on the longitudinal section of squeeze cast thin-walled part

隔与开始加压时间相等的方法,设计原位合成复合材料挤压铸造零件工艺参数是可行的。

(2) 相比2014 Al基体合金,复合材料表现出较差的挤压铸造成形性,在本试验条件下,2014 Al适合的浇注温度、模具温度分别为710~730 ℃和200 ℃,而复合材料需要提高到770~780 ℃和250 ℃。

(3) 对于原位自生TiB<sub>2</sub>/2014复合材料而言,挤压铸造不仅可减少铸造缺陷,细化组织,而且还可显著改善TiB<sub>2</sub>颗粒分散性。

(4) 相比重力铸件,挤压铸件的力学性能显著提高,2<sup>#</sup>部位的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为485 MPa、439 MPa和3.5%,相比重力铸件分别提高了21%、15%和220%。

### 参考文献:

- [1] 赵瑞峰,刘忠侠,杨明生,等. Mg对原位合成TiB<sub>2</sub>/Al-7Si复合材料的微观组织及力学性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2009, 19 (9): 1549-1554.
- [2] LIU Z W, DONG Z W, CHENG X L, et al. On the supplementation of magnesium and usage of ultrasound stirring for fabricating in situ TiB<sub>2</sub>/A356 composites with improved mechanical properties [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49 (11): 5585-5598.
- [3] CHEN F, CHEN Z N, MAO F, et al. TiB<sub>2</sub> reinforced aluminum based in situ composites fabricated by stir casting [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 625: 357-368.
- [4] GENG J W, HONG T R, MA Y, et al. The solution treatment of in-situ sub-micron TiB<sub>2</sub>/2024 Al composite [J]. Materials and Design, 2016, 98: 186-193.

- [5] 王国路, 陈刚, 赵玉涛, 等. 稀土对TiB<sub>2</sub>/7055复合材料组织及性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2011, 32 (7): 1-5.
- [6] 屈敏, 刘鑫, 刘峰斌, 等. TiB<sub>2</sub>颗粒尺寸和质量分数对原位自生/Al复合材料耐磨性能的影响 [J]. 铸造, 2018, 67 (5): 404-413.
- [7] XUE J, HAN Y F, WANG J, et al. Study on the squeeze casting of in-situ TiB<sub>2</sub>/2014 composite [J]. Materials Science and Technology, 2013, 29 (11): 1373-1382.
- [8] MUHAMMAD H S, MIRZA J, WASIM A. Multi-response parametric optimization of squeeze casting process for fabricating Al 6061-SiC composite [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 102 (1-4): 759-773.
- [9] HAJJARI E, DIVANDARI M. An investigation on the microstructure and tensile properties of direct squeeze cast and gravity die cast 2024 wrought Al alloy [J]. Materials and Design, 2008, 29 (9): 1685-1689.
- [10] HASHEMI H R, ASHOORI H, DAVAMI P. Microstructure and tensile properties of squeeze cast AlZnMgCu alloy [J]. Metal Science Journal, 2013, 17 (6): 639-644.
- [11] 孙海军, 罗惠馨, 张立军, 等. Sr/P变质处理对挤压铸造Al-17.5Si合金组织与性能的影响 [J]. 铸造, 2018, 67 (5): 393-397.
- [12] SUKUMARAN K, RAVIKUMAR K K, PILLAI S G K, et al. Studies on squeeze casting of Al 2124 alloy and 2124-10% SiC<sub>p</sub> metal matrix composite [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 490 (1-2): 235-241.
- [13] 齐海波, 丁占来, 樊云昌. SiC<sub>p</sub>/Al复合材料搅拌熔炼-液态模锻成型工艺研究 [J]. 材料科学与工程, 2000, 18 (1): 96-99.
- [14] 苏大为, 赵玉涛, 陈刚, 等. 数值模拟在金属基复合材料铸造性能研究上的应用 [J]. 复合材料学报, 2009, 26 (4): 89-94.
- [15] 叶大伦, 胡建华. 实用无机物热力学数据手册 [M]. 2版.北京: 冶金工业出版社, 2002.
- [16] 于海朋, 王利波, 于宝义, 等. 浇注温度对间接挤压铸造Al-5Cu合金的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2006, 26: 43-45.
- [17] SHANGGUAN D, AHUJA S, STEFANESCU D M. An analytical model for the interaction between an insoluble particle and an advancing solid/liquid interface [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1992, 23 (2): 669-680.

---

## Squeeze Casting of In-Situ TiB<sub>2</sub>/2014 Al Composite

XUE Jing, WANG Meng-meng, WANG Jun, GAO Hai-yan

(Shanghai Key Laboratory of Advanced High-temperature Materials and Precision Forming, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

### Abstract:

An in-situ 5vol.% TiB<sub>2</sub>/2014 composite was prepared by an exothermic reaction of K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>, KBF<sub>4</sub> and Al melt. The squeeze-casting formability of the composite was investigated. The effects of squeeze casting on the microstructure and mechanical properties of composite were discussed. The results show that squeeze casting could obtain the qualified 5vol.% TiB<sub>2</sub>/2014 composite thin-walled parts. However, the composite showed poor squeeze-casting formability compared with the 2014 Al matrix alloy. In addition, the squeeze casting was found to be very effective not only in reducing casting defects, refining the microstructure but also in improving the overall distribution of TiB<sub>2</sub> particles in Al matrix. Compared with the gravity casting, the mechanical properties of squeeze cast composite were significantly increased.

### Key words:

in-situ; TiB<sub>2</sub>/2014 Al composite; squeeze casting; formability; mechanical properties