2020 年 6 月 June 2020

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2020-37572

# **TiB**<sub>2</sub>含量对 **TiB**<sub>2</sub>/**Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu** 复合材料微观组织与力学性能的影响



李京京<sup>1,2</sup>,李晨光<sup>1,2</sup>,梁加淼<sup>1,2</sup>,翰 江<sup>1,2</sup>,张 震<sup>1,2</sup>,王朦朦<sup>1,2</sup>,周 阳<sup>1,2</sup>,王 俊<sup>1,2</sup> (1. 上海交通大学 材料科学与工程学院,凝固科学与技术研究所,上海 200240;

2. 上海市先进高温材料及其精密成型重点实验室, 上海 200240)

摘 要:利用高能球磨结合放电等离子体烧结和热挤压工艺,制备出 TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材料。通过 X 射线衍射、扫描电镜和透射电镜表征以及拉伸力学性能测试,研究 TiB<sub>2</sub>颗粒添加量对复合材料微观组织和 力学性能的影响。结果表明:高能球磨诱导 TiB<sub>2</sub>陶瓷颗粒形貌从多边形转变为近球形;随着 TiB<sub>2</sub>含量从 2%增加 到 10%(体积分数),铝基体晶粒逐渐细化,析出相含量减少,复合材料抗拉强度、屈服强度和弹性模量分别由 381 MPa、231 MPa 和 78 GPa 增加到 679 MPa、645 MPa 和 96 GPa,伸长率从 5.2%下降到 1.0%;细晶强化和弥散颗 粒强化为复合材料的主要强化机制。

关键词: 铝基复合材料; TiB<sub>2</sub>增强相; 粉末冶金; 微观组织; 力学性能 文章编号: 1004-0609(2020)-06-1221-09 中图分类号: TB331

近年来,随着航空、航天、国防及交通等现代化 "高、精、尖"领域的飞速发展,对材料的综合性能 提出了越来越高的要求[1-3],提高材料的比强度和比模 量对于实现航空航天结构轻量化设计具有重要意义, 而传统铝合金材料很难满足这一需求[4]。铝基复合材 料的出现为解决这一挑战提供了新的思路。7 系铝合 金是目前已成功实现商业化应用的各种变形铝合金中 强度最高的一类,具有密度低、耐腐蚀性能和抗损伤 性能良好、易加工等优点,是较为理想的基体材料[5-7]。 TiB<sub>2</sub>陶瓷颗粒具有强度高、弹性模量高、耐磨性好、 热膨胀系数小等优异的综合性能,可作为理想的增强 相材料<sup>[8-9]</sup>。目前,研究者主要通过原位自生 TiB<sub>2</sub>颗 粒来调控铝基复合材料显微组织和力学性能。CHEN 等<sup>[10]</sup>通过混合盐法制备了 TiB<sub>2</sub>/7055 基复合材料。结 果表明,与基体相比,10% TiB2/7055(质量分数)复合 材料的弹性模量增加 16%, 屈服强度增加 8%, 抗拉 强度增加 6%。张建平等<sup>[11]</sup>同样采用混合盐法制备亚 微米 TiB<sub>2</sub>/7055 铝基复合材料,并对其微观组织与力 学性能进行研究发现, TiB2含量为 12%的 7055 复合 材料,抗拉强度达到718 MPa,屈服强度达到679 MPa, 弹性模量达到 86 GPa。但混合盐法目前的合成温度较 高,副反应难以控制。粉末冶金工艺由于具有界面反

文献标志码: A

应较易控制<sup>[12-14]</sup>,避免成分偏析,增强体分布均匀等 优点,引起人们广泛关注。徐世娇等<sup>[15]</sup>采用高能球磨 法制备了不同体积分数的碳纳米管(CNT)与Al粉的混 合粉末,用粉末冶金工艺制备了CNT/Al复合材料, 拉伸实验表明,CNT体积分数为1.5%时,力学性能 达到了最高值,屈服强度相对于纯Al基体提高了 53.6%。SADEGHIAN等<sup>[16]</sup>以纯铝、纯钛和纯硼为原 料,采用反应机械合金化的方法制备出Al-20%TiB<sub>2</sub> 纳米复合材料,研究表明,复合材料屈服强度为480 MPa,抗拉强度为540MPa,远远高于其他工艺制备 的同类复合材料。

本研究选用高强度 7 系 Al-Zn-Mg-Cu 合金为基体 材料,以高弹性模量的亚微米级 TiB<sub>2</sub> 陶瓷颗粒为增强 相,采用粉末冶金工艺制备出具有较高力学性能的铝 基复合材料样品,研究 TiB<sub>2</sub>颗粒含量对复合材料微观 组织及力学性能影响。

### 1 实验

#### 1.1 实验材料

本研究所用铝合金基体原料为气雾化 Al-Zn-Mg-

基金项目:国家自然科学基金面上项目(51971143);国家科技重大专项(2017-VI-0013-0085) 收稿日期:2019-07-09;修订日期:2019-10-08

通信作者: 梁加淼, 工程师, 博士; 电话: 18117100519; E-mail: jmliang@sjtu.edu.cn

Cu 粉末,电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP)分析结 果显示,其化学成分为 Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu(质量 分数,%),如表1所列。此外,粉末中还有少量 Fe, Mn,Ti和 Cr 杂质元素存在。扫描电镜分析结果表明 Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 粉末呈球形,粒径在 3~8 μm 之间,如图 1(a)所示。图 1(b)所示为 Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 粉末的 XRD 谱,显示有面心立方结构的 Al 衍 射峰出现。图 1(c)所示为 TiB<sub>2</sub>颗粒扫描电镜形貌像, 可以看出,TiB<sub>2</sub>颗粒呈多边形,粒径在 400~800 nm 之间。XRD 分析结果显示,TiB<sub>2</sub>为密排六方结构,并 且粉末中没有其他杂质相出现,如图 1(d)所示。

#### 1.2 材料制备

材料的制备过程包括: 高能球磨、放电等离子烧

#### 表1 Al-Zn-Mg-Cu铝合金化学成分

 Table 1
 Chemical composition of Al-Zn-Mg-Cu alloy (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Fe	Mn	Ti	Cr	Al
3.80	1.85	1.32	0.15	0.21	0.017	0.14	Bal.

结(SPS)和热挤压。首先分别配制 TiB<sub>2</sub>颗粒含量为 2%、 5%、10%(体积分数)的混合粉末,然后将混合好的粉 末在行星式球磨机中球磨,球磨机转速为 500 r/min, 球磨时间为 12 h;将球磨好的复合粉末以 500 ℃/50 MPa 的参数进行 SPS 烧结,最后将 SPS 烧结样品进行 热挤压,挤压温度为 500 ℃,挤压比为 9:1<sup>[17]</sup>。材料 制备流程如图 2 所示。

#### 1.3 样品表征

本研究采用 D8 DaVinci 型多功能 X 射线衍射仪对 粉末材料进行物相分析,扫描速度为 5 (°)/min, 10°~90°耦合连续扫描,测量步长为 0.02°;采用 NOVA Nano-SEM 230 型低真空扫描电子显微镜进行形貌观察 和 EDS 能谱分析;借助 JEM-2100F 型场发射透射电 子显微镜进行微观结构观察;利用 Z100 万能材料试 验机进行拉伸性能测试,拉伸试验样品通过线切割切 成片状"哑铃型"试样,每组样品测量 3 个试样,然 后取平均值,拉伸试样详细尺寸如图 3 所示。



图 1 Al-Zn-Mg-Cu 合金和 TiB2 粉末形貌及 XRD 谱

Fig. 1 Morphologies and corresponding XRD patterns of Al-Zn-Mg-Cu alloy((a), (b)) and TiB<sub>2</sub> powder((c), (d))



图3 拉伸试样示意图

Fig. 3 Schematic diagrams of tensile samples: (a) Size of tensile specimen; (b) Three-dimensional drawing of tensile specimen

# 2 结果和讨论

图 4 所示为 TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材 料的 XRD 谱。对照 PDF 卡片分析发现,在 2*θ* 为 38.5°、 44.8°、65.3°、78.5°和 82.7°的位置有面心立方 Al 的衍 射峰出现,在 2*θ* 为 27.7°、34.2°、57.2°、61.33°、68.5° 和 88.7°的位置有密排六方 TiB<sub>2</sub> 的衍射峰出现。进一 步观察发现,随着 TiB<sub>2</sub>含量增加,TiB<sub>2</sub> 衍射峰相对强 度增加,并且 Al 衍射峰出现宽化,表明铝合金基体晶 粒发生细化。此外,并未发现 MgZn<sub>2</sub> 析出相衍射峰出 现。

图 5 所示为 TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材 料挤压棒横截面 SEM 形貌及其对应的 TiB<sub>2</sub>颗粒尺寸 分布。如图 5(a)~(c)所示,当添加的 TiB<sub>2</sub>体积分数为 2%时,颗粒出现了一定程度的偏聚。随着 TiB<sub>2</sub> 含量 的增加,颗粒分布的均匀性增加。基于 Nano Measurer 软件对三种样品中 TiB<sub>2</sub>颗粒尺寸统计结果,绘制 TiB<sub>2</sub> 颗粒尺寸分布图,如图 5(a')~(c')所示。可以看出 TiB<sub>2</sub>



**图 4** TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材料挤压棒 XRD 谱

**Fig. 4** X-ray diffraction pattern of extruded TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu composite rods

颗粒尺寸主要分布在 0.2~1.4 μm 之间,其平均尺寸分 别为 537 nm、569 nm 和 599 nm。这与原始 TiB<sub>2</sub> 颗粒 尺寸相一致(如图 1(c)所示),表明 TiB<sub>2</sub> 颗粒在放电等 离子体烧结和热挤压过程中并未发生明显长大。





**Fig. 5** Cross-section SEM images((a), (b), (c)) of extruded  $TiB_2/AI-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu$  composite rods and corresponding size distribution((a'), (b'), (c) ') of  $TiB_2$  particles: (a), (a') 2%; (b), (b') 5%; (c), (c') 10%.

图 6 所示为 TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材 料横截面高倍 SEM 像及其对应的 Al 和 Ti 元素 EDS 面扫图像。如图 6(a)~(c)所示,可以看出,多边形 TiB<sub>2</sub> 颗粒尖角消失,颗粒表面相对平滑,呈近球形。这可 能是由于高能球磨过程中较高的能量导致 TiB<sub>2</sub>颗粒 尖角溶解所致。图 6(a")~(c")为 Ti 元素 EDS 面扫图像, 显示 TiB<sub>2</sub>颗粒附近铝基体中有钛元素分布,再次证实 了高能球磨过程中部分 TiB<sub>2</sub>颗粒发生溶解,进入到铝 基体中。 图 7 所示为不同 TiB<sub>2</sub>颗粒含量的复合材料 TEM 明场像。可以看出 TiB<sub>2</sub>颗粒主要分布在铝合金基体晶 界附近。随着 TiB<sub>2</sub>添加量的增加,基体晶粒尺寸逐渐 减小,如图 7(a)~(c)所示。同时,对比图 7(a')~(c')可以 看出,随着 TiB<sub>2</sub>颗粒含量增加,晶内析出相数量明显 减少,表明 TiB<sub>2</sub>颗粒的添加对 MgZn<sub>2</sub>析出相的形成具 有一定的抑制作用。这可能是由于随着 TiB<sub>2</sub>颗粒含量 增加,复合材料晶界以及 Al/TiB<sub>2</sub>界面密度增加,系 统自由能升高,导致热机械固结过程中 Mg、Zn 溶质



图 6 TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材料横截面高倍 SEM 像及其对应的 Al 和 Ti 元素 EDS 面扫图像 Fig.6 High magnification SEM images((a), (b), (c)) of cross-section of TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu composites and corresponding EDS mapping of Al((a'), (b'), (c')) and Ti((a''), (b''), (c'')) elements: (a), (a') 2%; (b), (b'), (b'') 5%; (c), (c'), (c'') 10%

原子易向晶界和界面偏聚,晶内溶质原子浓度下降, 降低了析出相形核和生长的化学驱动力,从而导致析 出密度下降。同时还可以发现,在铝合金基体晶粒内 部有位错出现,这可能是由于热挤压导致晶粒发生塑 性变形的结果,位错的出现可以为析出相提供形核质 点,促进析出相异质形核和生长。

图 8 所示为 TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材 料挤压棒样品拉伸工程应力-应变曲线,详细拉伸性 能数据如表 2 所列。可以看出,随着 TiB<sub>2</sub>颗粒含量(体 积分数)由 2%增加到 5%,复合材料屈服强度从 231 MPa增加到 516 MPa,抗拉强度从 381 MPa增加到 585 MPa,伸长率从 5.4%下降到 1.4%。进一步增加 TiB<sub>2</sub> 颗粒含量到 10%,材料屈服强度和抗拉强度分别增加 到 645 MPa 和 679 MPa,伸长率进一步下降到 1.0%。 同时,随着 TiB<sub>2</sub>颗粒体积分数增加,复合材料弹性模 量有较大提升,从 78 GPa 逐渐增大到 96 GPa。以上 结果表明,添加 TiB<sub>2</sub>颗粒对材料强度和弹性模量均有 明显的提升作用。

本研究中复合材料强度增加主要是由于铝合金基体晶粒细化导致的晶界强化,以及TiB<sub>2</sub>颗粒添加导致

的第二相颗粒强化。晶界强化可以由霍尔佩奇公式<sup>[18-19]</sup>表示:

$$\Delta \sigma = k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \tag{1}$$

式中: Δσ 代表材料的屈服极限; k 是常数; d 是晶粒 平均直径。由霍尔佩奇公式可知, 材料强度与晶粒尺 寸成反比关系。

第二相颗粒强化由奥罗万公式[20-22]表示:

$$\sigma_{\rm p} = \frac{2mGb\ln(\phi/2b)}{1.18 \times 4\pi(\lambda - \phi)}$$
(2)

式中: $\sigma_p$ 是奥罗万强化引起的屈服强度;*m*是泰勒因 子;*G*是剪切模量;*b*是伯氏矢量;*φ*是颗粒平均尺 寸; $\lambda$ 是颗粒间距,表达式为 $\frac{(\pi/6)^{1/2}\phi}{\varphi_p^{1/2}}$ ;*φ*<sub>p</sub>是颗粒体 积分数。由奥罗万公式可知,材料强度与第二相颗粒 含量成正比。本研究中随着 TiB<sub>2</sub>颗粒添加量增加,铝 合金基体晶粒逐渐细化,两种强化机制对材料强度贡 献增加,这与拉伸试验结果一致。

根据混合法制可知,复合材料理论弹性模量可通



图 7 TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材料样品 TEM 明场像

Fig. 7 TEM bright field images of TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu composites: (a), (a') 2%; (b), (b') 5%; (c), (c') 10%

过以下公式计算[23-24]:

$$E_{\rm CL} = E_{\rm f} \varphi_{\rm f} + E_{\rm m} (1 - \varphi_{\rm f}) \tag{3}$$

式中: *E*<sub>CL</sub>是复合材料的模量; *E*<sub>f</sub>和 *E*<sub>m</sub>是基体和增强 相弹性模量; *φ*<sub>f</sub> 是基体体积分数。计算结果如表 2 所 列,通过公式计算的模量和测量值基本吻合,表明复 合材料固结质量较高,TiB<sub>2</sub>颗粒与铝合金基体之间界 面结合较好,弹性变形过程中铝合金基体可以将载荷 有效传递给TiB<sub>2</sub>颗粒,从而使TiB<sub>2</sub>颗粒弹性模量得到 充分发挥。同时发现,随着TiB<sub>2</sub>颗粒体积分数的增加, 模量的测量值和计算值之间的偏差越来越大。这可能 是由于随着TiB<sub>2</sub>颗粒添加量增加,颗粒在基体中的分 5

10



**图 8** TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材料样品拉伸工程 应力-应变曲线

Fig. 8 Tensile engineering stress–strain curve of TiB $_2$ / Al-3.8 Zn-1.85 Mg-1.32 Cu composite samples

585

表 2 TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材料样品拉伸力学性能

散性变差,存在一定的团聚现象,减弱了增强相和铝 基体之间的模量传递。

图 9 所示为 TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材 料拉伸样品断裂表面的 SEM 像。可以看出,在 TiB<sub>2</sub> 颗粒添加量为 2%时,断口有较多韧窝存在,韧窝尺 寸在 1~3 μm之间,显示复合材料为韧性断裂。随着 TiB<sub>2</sub>颗粒含量增加到 5%和 10%时,韧窝尺寸没有明 显变化,但数量急剧减少,复合材料表现出脆性断裂 特征。TiB<sub>2</sub>颗粒为陶瓷相,具有较高的强度和硬度, 大量 TiB<sub>2</sub>颗粒在晶界上的偏聚以及颗粒聚集区域的 形成导致复合材料缺陷敏感性增加。因此,当基体中 出现较多的陶瓷颗粒时,材料在缺陷处容易发生裂纹 形核和扩展,从而导致断裂,使得材料塑性降低。

89

Table 2         Tensile mechanical properties of TiB <sub>2</sub> /Al-3.8 Zn-1.85 Mg-1.32 Cu composite samples								
Volume fraction	Tensile	Yield	Elongation/	Elastic	Calculated			
of TiB <sub>2</sub> /%	strength/MPa	strength/MPa	%	modulus/GPa	value/GPa			
2	381	231	5.2	78	77			

1.4

86

516



图 9 TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu 复合材料样品拉伸断口形貌 Fig. 9 Tensile fracture surface morphologies of TiB<sub>2</sub>/Al-3.8 Zn-1.85 Mg-1.32 Cu composite samples: (a), (a') 2%; (b), (b') 5%; (c), (c') 10%

Deviation value/%

3.5

15.6

# 3 结论

1) 高能球磨诱导 TiB<sub>2</sub> 颗粒尖角溶解, 致使 TiB<sub>2</sub> 颗粒形貌从多边形转变为近球形。

 2)随着 TiB<sub>2</sub>含量从 2%增加到 10%(体积分数), 复合材料抗拉强度、屈服强度和弹性模量分别从 381 MPa、231 MPa 和 78 GPa 增加到 679 MPa、645 MPa 和 96 GPa,伸长率从 5.2%下降到 1.0%,断裂方式由 塑性断裂转变为脆性断裂。

3) 增加 TiB<sub>2</sub> 颗粒含量导致晶界和 Al/TiB<sub>2</sub> 颗粒界 面密度升高,析出密度下降,析出相的形成可能与位 错诱导的非均匀形核有关。

4) 复合材料较高的弹性模量,表明材料固结质量较高,TiB<sub>2</sub>颗粒与铝合金基体之间界面结合较好,变形过程中铝合金基体可以将载荷有效传递给TiB<sub>2</sub>颗粒,促使TiB<sub>2</sub>颗粒弹性模量得到充分发挥。

#### REFERENCES

- [1] WANG Zhi-guo, LI Chuan-peng, WANG Hui-yuan, ZHU Xian, WU Min, LI Jie-hua, JIANG Qi-chuan. Aging behavior of nano-SiC/2014Al composite fabricated by powder metallurgy and hot extrusion techniques[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2016, 32(10): 1008–1012.
- [2] 张 获,张国定,李志强.金属基复合材料的现状与发展 趋势[J].中国材料进展,2010,29(4):1-7.
  ZHANG Di, ZHANG Guo-ding, LI Zhi-qiang. The current state and trend of metal matrix composites[J]. Materials China, 2010, 29(4):1-7.
- [3] SURAPPA M K. Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities[J]. Sadhana, 2003, 28(1/2): 319–334.
- [4] 樊建中,石力开.颗粒增强铝基复合材料研究与应用发展[J]. 宇航材料工艺, 2012, 42(1): 1-7.
  FAN Jian-zhong, SHI Li-kai. Development and application of particulate reinforced aluminum matrix composites[J]. Aerospace Materials & Technology, 2012, 42(1): 1-7.
- [5] CHEN C, CUI C, ZHAO L, LIU S, LIU S, CHEN C. The formation mechanism and interface structure characterization of in situ AlN/Al composites[J]. Journal of Composite Materials, 2016, 50(4): 495–506.
- [6] 滕海涛,熊柏青,张永安,刘红伟,贺 昕. 高 Zn 含量 Al-Zn-Mg-Cu系铝合金的凝固态显微组织[J]. 中国有色金 属学报, 2015, 25(4): 852-865.

TENG Hai-tao, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, LIU Hong-wei, HE Xin. Solidification microstructure of high zinc-containing Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(4): 852–865.

- [7] PRAMANIK A. Effects of reinforcement on wear resistance of aluminum matrix composites[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(2): 348–358.
- [8] 甘贵生,杨 滨,杜长华,甘树德. TiB<sub>2</sub>颗粒对 7075 铝合 金流变成形显微组织的影响[J]. 中南大学学报(自然科学 版), 2014, 45(12): 4168-4174.
  GAN Gui-sheng, YANG Bin, DU Chuang-hua, GAN Shu-de. Effect of TiB<sub>2</sub> particle on microstructure of 7075 Al alloy in rheological forming[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2014, 45(12): 4168-4174.
- [9] 甘贵生,杨 滨. TiB<sub>2</sub>/7075 铝基复合材料流变挤压成形工 艺[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(5): 1133-1140.
  GAN Gui-sheng, YANG Bin. Rheo-casting forming process of TiB<sub>2</sub>/7075 aluminium matrix composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(5): 1133-1140.
- [10] CHEN Dong, LE Yong-kang, BAI Liang, MA Nai-heng, LI Xian-feng, WANG Hao-wei. Mechanical properties and microstructure of in situ TiB<sub>2</sub>-7055 composites[J]. Chinese Journal of Aeronautic, 2006, 19(S1): 66–70.
- [11] 张建平,乐永康,毛建伟. 原位自生TiB<sub>2</sub>/7055复合材料的
   组织与力学性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2009, 29(3):
   249-251.

ZHANG Jian-ping, LE Yong-kang, MAO Jian-wei.
 Microstructure and mechanical properties of in-situ sub-micron TiB<sub>2</sub>/7055 matrix composites[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2009, 29(3): 249–251.

- [12] THAM L M, GUPTA M, CHENG L. Predicting the failure strains of Al/SiC composites with reacted matrix– reinforcement interfaces[J]. Materials Science & Engineering A, 2003, 354(1): 369–376.
- [13] WU Z, KANG P C, WU G H, GUO Q, CHEN G Q, JIANG L T. The effect of interface modification on fracture behavior of tungsten fiber reinforced copper matrix composites[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 536: 45–48.
- [14] MAJUMDAR B S, MATIKAS T E, MIRACLE D B. Experiments and analysis of fiber fragmentation in single and multiple-fiber SiC/Ti-6Al-4V metal matrix composites[J]. Composites B (Engineering), 1998, 29(2): 131–145.
- [15] 许世娇,肖伯律,刘振宇,王文广,马宗义. 高能球磨法 制备的碳纳米管增强铝基复合材料的微观组织和力学性 能[J]. 金属学报,2012,48(7):882-888.
  XU Shi-jiao, XIAO Bo-lü, LIU Zhen-yu, WANG Wen-guang, MA Zong-yi. Microstructures and mechanical properties of CNT/Al composites fabricated by high energy ball-milling

method[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(7): 882-888.

- [16] SADEGHIAN Z, LOTFI B, ENAYATI M H, BEISS P. Microstructural and mechanical evaluation of Al-TiB<sub>2</sub> nanostructured composite fabricated by mechanical alloying[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(29): 7758–7763.
- [17] ALIZADEH A, ABDOLLAHI A, RADFAR M J. Processing, characterization, room temperature mechanical properties and fracture behavior of hot extruded multi-scale B<sub>4</sub>C reinforced 5083 aluminum alloy based composites[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(6): 1233–1247.
- [18] SPRIANO S, DOGLIONE R, BARICCO M. Texture, hardening and mechanical anisotropy in AA 8090-T851 plate[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 257: 134–138.
- [19] TUZEMEN C, YAVAS B, AKIN I,YUCEL O, SAHIN F, GOLLER G. Production and characterization of TZM based TiC or ZrC reinforced composites prepared by spark plasma sintering (SPS)[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 781: 433–439.

- [20] GUTIERREZ-URRUTIA I, MUNOZ-MORRIS M A, PUERTAS I, LUIS C, MORRIS D G. Influence of processing temperature and die angle on the grain microstructure produced by severe deformation of an Al-7% Si alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 475(1/2): 268–278.
- [21] WANG Fu-lin, BHATTACHARYYA J J, AGNEW S R. Effect of precipitate shape and orientation on Orowan strengthening of non-basal slip modes in hexagonal crystals, application to magnesium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 666: 114–122.
- [22] BARNETT M R, WANG Huan, GUO Ting-ting. An Orowan precipitate strengthening equation for mechanical twinning in Mg[J]. International Journal of Plasticity, 2019, 112: 108–122.
- [23] SENDECKYJ G P. Mechanics of composite materials: Composite materials[M]. New York: Academic Press, 1974.
- [24] FLYNN J, AMIRI A, ULVEN C. Hybridized carbon and flax fiber composites for tailored performance[J]. Materials & Design, 2016, 102: 21–29.

# Influences of TiB<sub>2</sub> particles content on microstructure and mechanical properties of TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu composites

LI Jing-jing<sup>1, 2</sup>, LI Chen-guang<sup>1, 2</sup>, LIANG Jia-miao<sup>1, 2</sup>, JU Jiang<sup>1, 2</sup>, ZHANG Zhen<sup>1, 2</sup>, WANG Meng-meng<sup>1, 2</sup>, ZHOU Yang<sup>1, 2</sup>, WANG Jun<sup>1, 2</sup>

(1. Institute of Solidification Science and Technology, School of Materials Science and Engineering,

Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

2. Shanghai Key Laboratory of Advanced High-temperature Materials and Precision Forming, Shanghai 200240, China)

**Abstract:** TiB<sub>2</sub>/Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu composites were prepared by high energy ball milling in combination with spark plasma sintering and hot extrusion. The materials were analyzed by X-ray diffraction, scanning electron microscope, transmission electron microscope and tensile testing machine to investigate the effects of TiB<sub>2</sub>content on microstructure and mechanical properties. The results show that the morphology of TiB<sub>2</sub> particles changes from polygon to nearly spherical as a result of high energy ball milling. With increasing TiB<sub>2</sub> content from 2% to 10% (volume fraction), the grain size of aluminum matrix gradually is refined and the precipitates density decreases; the tensile strength, yield strength and elastic modulus of the composites increase from 381 MPa, 231 MPa and 78 GPa to 679 MPa, 645 MPa and 96 GPa, respectively, and the elongation to fracture decreases from 5.2% to 1.0%. Fine grain strengthening and dispersion strengthening are the main strengthening mechanisms.

Key words: Al-based composites; TiB<sub>2</sub> particles; powder metallurgy; microstructure; mechanical property

Foundation item: Project(51971143) supported by the General Project of National Natural Science Foundation of China; Project(2017-VI-0013-0085) supported by the National Science and Technology Special Grant, China

**Received date:** 2019-07-09; Accepted date: 2019-10-08

Corresponding author: LIANG Jia-miao; Tel: +86-18117100519; E-mail: jmliang@sjtu.edu.cn