

Rongzhu Zisheng Fuhe Cailiao

熔铸自生复合材料

米国发 王香 王宏伟 马明臻 马旭良 著
曾松岩 审

中国矿业大学出版社

China University of Mining and Technology Press

熔铸自生复合材料

米国发 王 香 王宏伟 著
马明臻 马旭良

曾松岩 审

中国矿业大学出版社

内 容 提 要

本书共三篇,第一篇主要包括锌铝基复合材料概述、TiC_P/ZA—12 自生复合材料的凝固行为及其显微组织与力学性能、TiC 颗粒在锌合金液中均匀化过程的理论分析和实验研究;第二篇主要包括钛基自生复合材料概述、钛合金中碳化物的组成及其形态、热处理对钛合金中碳化物的组成及形态的影响和三相结构复合材料的热应力分析;第三篇主要包括铝基自生复合材料的研究概况、自生 TiC_P/2024 复合材料合成的动力学过程、TiC_P/2024 复合材料熔体搅拌工艺、铸造流动性及复合材料组织与结构的研究。

本书适用于从事金属基复合材料方面的研究者,同时也可作为相关专业学生的参考用书。

图书在版编目(CIP)数据

熔铸自生复合材料 / 米国发等著. — 徐州:中国矿业大学出版社,2007.2

ISBN 978—7—81107—594—6

I. 熔... II. 米... III. 熔铸成型—金属复合材料 IV. TB331

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2007)第 020676 号

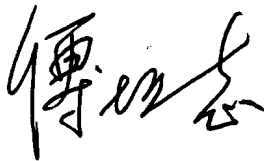
书 名 熔铸自生复合材料
著 者 米国发 王 香 王宏伟 马明臻 马旭良
责任编辑 刘社育
责任校对 宋会娜
出版发行 中国矿业大学出版社
(江苏省徐州市中国矿业大学内 邮编:221008)
网 址 <http://www.cumtp.com> E-mail: cumtpvip@cumtp.com
印 刷 北京兆成印刷有限责任公司
经 销 新华书店
开 本 787×960 1/16
印 张 21.5
字 数 398 千字
版次印次 2007 年 2 月第 1 版 2007 年 2 月第 1 次印刷
印 数 1~1000 册
定 价 45.00 元
(图书出现印装质量问题,本社负责调换)

序

随着社会经济与科学技术的发展,人们对材料性能的要求越来越高。尤其在航空航天领域,就结构材料而言,不仅要求能承载高的温度,还要求重量要轻。金属基复合材料正是为了满足上述要求而诞生的。与传统金属材料相比,它具有较高的比强度与比刚度;与树脂基复合材料相比,它又具有优良的导电性与耐热性;与陶瓷材料相比,它又具有高韧性和高的抗冲击性能。这些特点决定了它逐渐发展成新材料家族中的重要一员。

熔铸原位自生法是近十几年来开发的制备金属基复合材料的一种新技术。用此方法制备复合材料的过程中,增强体在基体金属内自己生成和生长,因此,复合材料中基体与增强材料间的相容性好,界面清洁干净,结合牢固。特别是当增强材料与基体间有共格或半共格关系时,能非常有效地传递应力,因此这种复合材料具有较优异的力学性能,特别是高温力学性能。

本书作者近年来在熔铸自生复合材料方面开展了大量卓有成效的研究工作,并取得了阶段性的成果,相信本书的出版为国内该领域研究工作的进一步深入开展将起到一定的推动作用。



中国工程院院士

2007年1月

前 言

本书的撰写工作是在曾松岩教授指导下完成的。现将在实验中取得的一些成果加以总结,以期与读者交流。全书共分三篇,主要内容分别为锌铝基自生复合材料、钛基自生复合材料及铝基自生复合材料。

第一篇共五章。第一章综述了锌铝基复合材料研究现状。

第二章研究了 Al/TiC 预制合金中的 TiC 颗粒在锌液中的静态和动态均匀化过程。分析了工艺参数对 Al/TiC 预制合金在锌液中均匀化速度的影响,建立了 Al/TiC 预制合金在锌液不同冲击作用下的均匀化方程。并利用测试的不同温度、不同 TiC 含量的 Al/TiC 预制合金在锌液中的扩散系数,经过计算绘出了处于旋转运动锌液中的 Al/TiC 合金均匀化的质量分别与锌液温度、转动轴的转动速度、均匀化时间、锌液中 Al/TiC 合金的浓度、Al/TiC 预制合金中 TiC 颗粒的含量等参数的关系曲线。采用回归正交设计方案,对 Al/TiC 预制合金在锌液中的均匀化过程进行了实验研究。结果表明:随着转动轴转动速度和均匀化时间的增加,Al/TiC 预制合金在锌液中均匀化的量变比较明显,均是随着二者的增加而增大。随着 Al/TiC 合金中 TiC 颗粒含量的增加,合金均匀化的量变明显降低。Al/TiC 合金均匀化的量变虽然随着锌液中 Al/TiC 合金浓度的增加而下降,但变化不是很明显。

第三章利用定向凝固的方法,分析 TiC 颗粒对 ZA-12 合金凝固行为的影响,结果表明:随着 TiC 颗粒含量的增加,复合材料的凝固速度明显减慢;当 TiC 颗粒含量较低时,TiC 颗粒主要分布于共晶相内;而当其含量逐渐增多时,TiC 颗粒不仅存在于共晶相内,在初生相内也存在大量的 TiC 颗粒。在 $\text{TiC}_p/\text{ZA}-12$ 复合材料凝固组织中存在明显的 TiC 颗粒聚集的带状组织,并且 TiC 颗粒在带状组织中的富集程度与 TiC 颗粒含量有关。当 TiC 颗粒含量增加时,富集程度减小;当

TiC 颗粒含量大于 6% 时,其聚集带已不明显。

通过对 TiC 颗粒增强 ZA-12 合金基复合材料凝固过程中固液界面前沿温度场及其前沿形态的模拟,建立了颗粒被凝固前沿所排斥或捕获的临界速度模型:

$$V_c = \frac{\Delta\sigma_0 d}{3\gamma\alpha R} \left(\frac{a_0}{a_0 + d} \right)^2$$

如果凝固前沿的推移速度低于 V_c , 颗粒则被排斥, 否则被捕获。

第四章、第五章研究了复合材料的组织与力学性能。模用 $\text{TiC}_P/\text{ZA-12}$ 复合材料的组织观察结果表明: TiC_P 大部分呈近球形, 表面光滑、圆整, 无棱角和尖角, 在基体中均匀分布, 没有颗粒的偏聚和宏观、微观偏析存在。与基体的界面结合牢固, 无界面反应产物。力学性能测试结果表明: 复合材料的抗拉强度、屈服强度随着 TiC 颗粒含量的增加而增加。当 TiC 颗粒体积含量为 10% 时, 其抗拉强度为 390 MPa, 屈服强度为 340 MPa。与基体合金相比, 其抗拉强度和屈服强度分别提高了 11% 和 17%。对 $\text{TiC}_P/\text{ZA-12}$ 复合材料的摩擦磨损行为研究的结果表明: 在干摩擦条件下, TiC 颗粒明显地改善了 ZA-12 合金的耐磨、减摩性能。在本研究范围内, TiC 颗粒含量越高, $\text{TiC}_P/\text{ZA-12}$ 复合材料的耐磨、减摩性能越好。当 TiC 颗粒含量达到 5% 时, 其耐磨性已是 ZA-12 合金的 5 倍多, 减摩性能提高了 37%。在油润滑条件下, 随着 TiC 颗粒含量的增加, $\text{TiC}_P/\text{ZA-12}$ 复合材料的耐磨性增强, 但减摩性能减弱; 随着应用载荷和磨损时间的增加, 复合材料的耐磨性能减弱, 但其减弱幅度明显小于基体合金的减弱幅度。

第二篇共三章。第一章综述了国内外在钛基自生复合材料方面的研究现状。

第二章研究了合金中 Al 和 C 含量变化对合金组成及碳化物形态的影响。结果表明, 随着钛合金中 Al 含量的增加, 合金的基体由 $\alpha\text{-Ti}$ 转变为 $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 、 $\gamma\text{-TiAl}$, 碳化物由 TiC 转变为 Ti_3AlC 、 Ti_2AlC 。在 $\alpha\text{-Ti}$ 基合金中, 碳化物为 TiC, 随着 C 含量的增加, TiC 的形态由条状变为发达的枝晶状; 在 $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 基合金中, 低 C 合金中的碳化物为 Ti_3AlC , 当合金中的 C 含量大于 0.5% 时, 合金中的碳化物由

TiC 和 Ti_3AlC 两相组成,形成以 TiC 为芯部, Ti_3AlC 为包覆层的包覆结构,并且随着合金中 C 含量的增加,合金中球形包覆结构颗粒减少,枝晶状包覆结构颗粒增加;在 $\gamma\text{-TiAl}$ 基合金中,碳化物为板条状的 Ti_2AlC 。

第三章对不同温度热处理的 Ti—Al—C 系合金在不同区域碳化物组成及形态进行研究,结果表明:不同温度下 Ti—Al—C 系合金碳化物有三种,TiC、 Ti_3AlC 和 Ti_2AlC 分别与不同的基体合金处于相平衡,并且这三种碳化物在不同温度下存在的形态不同。

对热处理合金组织的分析结果表明,热处理导致 $\alpha\text{-Ti-C}$ 合金中初生枝晶状 TiC 粒化和粗化;在 TiC 颗粒内部析出薄片状 Ti,析出物沿特定的晶体学方向,并且随着热处理时间的延长和热处理温度的提高,TiC 颗粒中析出的 Ti 的体积分数增加,TiC 中 C 贫乏是 TiC 中 Ti 析出的动力;随着 $\alpha\text{-Ti}$ 合金中 Al 含量的增加,TiC 的稳定性降低,向稳定的三元碳化物 Ti_3AlC 转变。

$\text{Ti}_3\text{Al-C}$ 合金中包覆结构颗粒的芯部 TiC 在高温时为亚稳相,随着热处理温度的提高和保温时间的延长,将向更稳定的 Ti_3AlC 转变。在 $1\,250\text{ }^\circ\text{C}$ 热处理时,Ti—17Al—C 合金中的双层结构颗粒原位转变为薄片状 Ti_3AlC ,而 Ti—25Al—C 合金中的双层结构颗粒的芯部减小且部分溶解;在 $1\,050\text{ }^\circ\text{C}$ 以下进行热处理, $\text{Ti}_3\text{Al-C}$ 合金中双层结构碳化物的芯部大小和包覆层厚度基本保持不变。采用适当的热处理工艺,控制具有双层结构颗粒的两相比比例,从而可以人为地设计 TiC/ Ti_3AlC / Ti_3Al 三相合金。

第三篇共五章。第一章综述了铝基自生复合材料的研究概况。

第二章应用反应动力学理论分析研究了 Al—C—Ti 体系反应生成 TiC 的动力学过程,以菲克扩散定律为基础,推导了反应生成 TiC 的动力学方程。分析了工艺参数对反应生成 TiC 动力学过程的影响规律,结果表明:减少铝粉的含量、降低碳颗粒的原始尺寸、提高体系的温度均有利于反应生成 TiC 的进行。实验验证与理论计算获得了相接近的结果。利用计算机和数据采集器对体系的反应温度进行采集。通过 XRD、光学显微镜和扫描电子显微镜,分析了复合材料的相组成;研究了不同碳钛比(C/Ti)和铝粉含量对反应起始温度、反应最

高温以及反应合成 TiC 颗粒尺寸大小的影响。通过对自生 TiC_P/2024 复合材料的组织观察发现:减小碳钛比(C/Ti)、增加铝粉含量,反应生成 TiC 颗粒的尺寸由大变小,形状由不规则的多面体变为规则的近球形。

第三章通过分析颗粒含量、温度、压力等因素对自生 TiC_P/2024 复合材料铸造流动性的影响,推导了计算流动长度的公式,将理论计算和实际测试结果相比较,基本吻合。

第四章通过对复合材料的界面微观组织进行分析和研究发现, TiC 与 α -Al 之间的晶体学关系为:

$$(02\bar{2})_{\alpha}\text{-Al} // (2\bar{2}0)_{\text{TiC}}, [0\bar{1}\bar{1}]_{\alpha}\text{-Al} // [011]_{\text{TiC}}$$

高分辨图像显示在 $(02\bar{2})_{\alpha}\text{-Al} // (2\bar{2}0)_{\text{TiC}}$ 的界面处, TiC 与 α -Al 具有共格对应关系。 $(2\bar{2}0)_{\text{TiC}}$ 晶面可作为 α -Al 的形核核心,对基体合金具有明显的细化作用。TiC 颗粒与基体界面洁净,结合良好,无中间相存在。透射电镜观察还显示,在基体合金中存在 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 、 $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 、 $\text{T}(\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu})$ 等大量的沉淀析出相。其中, $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相与 α -Al 之间的位向匹配关系为:

$$(020)_{\text{Al}} // (030)_{\text{CuAl}_2}, [001]_{\text{Al}} // [0\bar{0}1]_{\text{CuAl}_2}$$

通过对 TiC_P/2024 复合材料的时效析出行为研究发现, TiC 颗粒可以促进复合材料的时效析出进程,在 190 °C 时效时, TiC_P/2024 复合材料到达最高硬度的峰时效时间缩短。随着 TiC 颗粒含量的增加,具有促进时效过程加快的倾向。在时效析出过程中热错配引起的高密度位错起着决定性作用。

第五章研究了合金的力学性能。测试结果表明:复合材料抗拉强度、屈服强度和弹性模量均比基体合金明显提高,同时保持足够的延伸率。其中自生 20wt. % TiC_P/2024 复合材料的室温抗拉强度和屈服强度分别为 546 MPa 和 463 MPa,比基体合金的抗拉强度和屈服强度分别提高了 30% 和 47%;弹性模量为 93 GPa,比基体合金提高了 33%;最小延伸率仍能达到 4.3%。高温抗拉强度与屈服强度在 300 °C 和 350 °C 时分别为 167 MPa、152 MPa 和 90 MPa、40 MPa,均比基体合金提高了 68%、87.5% 和 122.5%、155.2%,显示了良好的力学性能。对自生 TiC_P/2024 复合材料阻尼行为的研究表明:复合材料的阻

尼特性明显高于基体合金。由 TiC 颗粒引起的高密度位错和大量的界面是复合材料具有较好的阻尼特性的主要原因。阻尼性能与频率有关,随着频率增加,阻尼性能下降。

通过对自生 15wt. % TiC_p/2024 复合材料的蠕变性能研究表明: TiC 增强颗粒导致复合材料具有较高的激活能和应力指数,使复合材料的蠕变性能优于基体合金。另外对复合材料的热膨胀系数进行了测试,结果表明: TiC 颗粒能明显降低材料的热膨胀系数。20wt. % TiC_p/2024 复合材料在 100 °C 时的热膨胀系数为 $21.4 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}$; 60wt. % TiC_p/2024 复合材料在 100 °C 时的热膨胀系数为 $10.32 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}$,显示出良好的热稳定性。

本书由米国发、王香、王宏伟、马明臻和马旭良撰写。由米国发统稿,曾松岩教授审校。在本书的撰写过程中承蒙河南理工大学和哈尔滨工业大学的大力支持,谨致谢意。

因编者水平有限,书中疏漏之处在所难免,恳请各位专家和同行批评指正。

著 者

2006 年 10 月

目 录

第一篇 锌铝基自生复合材料

第 1 章 绪论	(3)
1.1 引言	(3)
1.2 模用锌铝合金的研究现状	(6)
1.2.1 锌铝合金的合金化和变质	(7)
1.2.2 锌铝合金的热处理	(9)
1.3 锌铝基复合材料(ZMC)的研究	(9)
1.3.1 锌基复合材料的制备方法	(10)
1.3.2 锌铝基复合材料的组织结构特征	(13)
1.3.3 凝固界面颗粒行为的研究现状	(17)
1.3.4 锌铝基复合材料(ZMC)的性能	(19)
第 2 章 TiC 颗粒在锌合金液中均匀化过程的 分析和实验研究	(26)
2.1 引言	(26)
2.2 TiC 颗粒在锌合金液中均匀化的过程分析	(26)
2.2.1 锌液静止时 TiC 颗粒的均匀化	(26)
2.2.2 锌液流动时 TiC 颗粒的均匀化	(37)
2.3 TiC 颗粒在锌液中均匀化过程模型的建立	(40)
2.3.1 锌液静止时 TiC 颗粒的均匀化过程模型	(40)
2.3.2 锌液流动时 TiC 颗粒的均匀化过程模型	(43)
2.4 TiC 颗粒在锌液中均匀化过程的实验研究	(44)
2.4.1 均匀化过程实验的正交设计	(44)
2.4.2 TiC 颗粒均匀化的实验结果分析	(47)
2.5 本章小结	(52)

第3章 TiC 颗粒对 ZA-12 合金凝固行为的影响	(54)
3.1 引言	(54)
3.2 TiC 颗粒对 ZA-12 合金凝固行为影响的实验研究	(54)
3.2.1 TiC 颗粒的加入对合金凝固速度的影响	(54)
3.2.2 TiC 颗粒对 ZA-12 合金凝固组织的影响	(57)
3.3 TiC 颗粒对 ZA-12 合金凝固过程影响的理论分析	(59)
3.3.1 TiC 颗粒对凝固速度的影响	(59)
3.3.2 TiC 颗粒对 ZA-12 合金凝固组织的影响	(68)
3.4 本章小结	(74)
第4章 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的组织与力学性能	(75)
4.1 引言	(75)
4.2 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的显微组织	(75)
4.2.1 自生 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的铸态组织	(75)
4.2.2 自生 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的显微组织	(76)
4.3 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的微观组织和界面结构	(77)
4.4 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的力学性能	(79)
4.4.1 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的拉伸性能	(79)
4.4.2 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的断口分析	(80)
4.4.3 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的强化机制探讨	(81)
4.4.4 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的断裂机制探讨	(83)
4.5 本章小结	(85)
第5章 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的摩擦磨损行为	(86)
5.1 引言	(86)
5.2 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的干滑动摩擦磨损行为	(86)
5.2.1 颗粒含量对摩擦磨损性能的影响	(86)
5.2.2 载荷对摩擦磨损性能的影响	(88)
5.2.3 磨损时间对摩擦磨损性能的影响	(88)
5.2.4 摩擦磨损表面形貌及微观分析	(89)
5.3 $\text{TiC}_p/\text{ZA-12}$ 复合材料的油润滑摩擦磨损行为	(96)
5.3.1 颗粒体积分数对摩擦磨损行为的影响	(96)
5.3.2 载荷对摩擦磨损性能的影响	(96)
5.3.3 磨损时间对摩擦磨损性能的影响	(97)

5.3.4 摩擦磨损表面形貌及微观分析	(98)
5.4 本章小结	(99)
参考文献	(100)

第二篇 钛基自生复合材料

第1章 绪论	(111)
1.1 引言	(111)
1.2 钛基体和增强相的选择及界面特性	(112)
1.2.1 钛基体的选择	(112)
1.2.2 增强相的选择	(117)
1.2.3 增强相与钛基体间的界面反应	(118)
1.3 钛基复合材料的制备工艺	(121)
1.3.1 熔铸法	(121)
1.3.2 冷热等静压法	(121)
1.3.3 机械合金化法	(121)
1.3.4 自蔓延高温合成法	(121)
1.3.5 XD TM 法	(122)
1.4 钛基复合材料的力学性能	(122)
1.4.1 弹性模量	(123)
1.4.2 拉伸强度和塑性	(123)
1.4.3 断裂韧性和耐磨性	(125)
1.4.4 蠕变、氧化和疲劳	(125)
1.5 颗粒增强复合材料的强化和韧化	(126)
1.5.1 强化机制	(126)
1.5.2 韧性降低的因素	(126)
1.5.3 韧化方法	(127)
1.6 钛基复合材料的应用与开发	(129)
1.6.1 钛基复合材料的应用	(129)
1.6.2 钛基复合材料的开发	(130)
第2章 钛合金中碳化物的组成及其形态	(131)
2.1 引言	(131)
2.2 Ti—Al 和 Ti—C 二元相图分析	(131)
2.3 α -Ti—C 合金中碳化物组成及形态	(132)

2.3.1	Ti-C 合金的相组成及 TiC 的形态	(132)
2.3.2	Al 元素对 Ti-Al-C 合金组织的影响	(134)
2.3.3	碳化物在 Ti6Al4V 合金中存在的形式和形态	(136)
2.4	Ti ₃ Al-C 合金中的碳化物	(138)
2.4.1	Ti ₃ Al-C 合金的相组成	(138)
2.4.2	碳化物的分布特征与形态	(139)
2.4.3	双层碳化物的显微结构	(141)
2.4.4	碳含量对组织的影响	(143)
2.4.5	氮对双层结构碳化物的影响	(145)
2.5	TiAl-C 合金中的碳化物	(147)
2.5.1	碳化物的形态及分布	(147)
2.5.2	双层结构碳化物的界面特性	(153)
2.5.3	碳含量对近 γ -TiAl 中各相晶格常数的影响	(155)
2.5.4	氮对双层结构碳化物的影响	(156)
2.6	Al 和 C 含量对钛合金的相组成和碳化物形态的影响	(158)
2.7	本章小结	(160)
第 3 章	热处理对钛合金中碳化物的组成及形态的影响	(162)
3.1	引言	(162)
3.2	热处理工艺的制定	(162)
3.3	热处理对 α -Ti-C 合金中 TiC 组织的影响	(163)
3.3.1	热处理对 Ti-TiC 中 TiC 的形态的影响	(163)
3.3.2	Ti-TiC 合金初生 TiC 中 Ti 的析出过程	(168)
3.3.3	不同温度热处理碳化物在 Ti-11Al 合金中的 存在形式	(170)
3.3.4	低 Al 含量 Ti-Al-C 系 1 050 ℃ 和 750 ℃ 等温截面图	(176)
3.3.5	TiC/Ti6Al4V 复合材料的热处理组织	(179)
3.4	热处理对 Ti ₃ Al-C 合金中碳化物的组成和形态的影响	(181)
3.4.1	热处理温度为 1 250 ℃	(181)
3.4.2	热处理温度为 1 050 ℃	(184)
3.4.3	热处理温度为 900 ℃	(186)
3.4.4	双层结构碳化物的形态控制	(187)
3.5	热处理对 TiAl-C 合金中碳化物的组成和形态的影响	(188)
3.5.1	经热处理双层结构碳化物的变化	(188)

3.5.2 Ti-34Al 合金中 H 相和 P 相脱溶物	(193)
3.5.3 热处理对富 Al 的 γ -TiAl-C 合金碳化物的组成及形态的影响	(200)
3.6 Ti-Al-C 合金在 1 250 °C~750 °C 处理碳化物的存在形式	(202)
3.6.1 Ti-Al-C 合金在 1 250 °C~750 °C 相平衡关系	(202)
3.6.2 不同温度下碳化物在不同相区存在的形态	(205)
3.7 本章小结	(206)
参考文献	(207)

第三篇 铝基自生复合材料

第 1 章 绪论	(223)
1.1 引言	(223)
1.2 原位自生复合材料的研究现状	(224)
1.3 原位自生铝基复合材料的组织结构特征	(225)
1.3.1 铝基复合材料的基体组织	(226)
1.3.2 原位自生的增强相	(228)
1.3.3 原位自生复合材料的界面	(229)
1.3.4 复合材料的时效析出行为	(230)
1.4 原位自生铝基复合材料的性能	(231)
1.4.1 室温力学性能	(232)
1.4.2 高温力学性能	(235)
1.4.3 高温蠕变性能	(236)
1.4.4 复合材料的阻尼性能	(238)
1.4.5 复合材料的热膨胀性能	(241)
第 2 章 自生 TiC _P /2024 复合材料合成的动力学过程	(242)
2.1 引言	(242)
2.2 热爆反应合成的实验研究	(242)
2.2.1 热爆反应的典型温度-时间曲线和反应特征参数	(242)
2.2.2 工艺参数对 TiC _P /2024 复合材料反应过程及组织的影响	(243)
2.2.3 不同工艺方法对组织的影响	(250)
2.3 反应生成 TiC 颗粒的动力学过程	(251)

2.3.1	Al—C—Ti 体系反应动力学模型	(251)
2.3.2	反应动力学的特征方程	(251)
2.4	VTHP 法制备自生 TiC _P /2024 复合材料	(256)
2.4.1	真空热爆反应时间—温度曲线	(256)
2.4.2	铝含量对反应速度的影响	(257)
2.4.3	XRD 分析	(258)
2.4.4	自生 TiC _P /2024 复合材料的组织	(259)
2.5	本章小结	(261)
第 3 章 自生 TiC_P/2024 复合材料熔体搅拌工艺及铸造流动性的研究		(262)
3.1	引言	(262)
3.2	真空搅拌过程的实验研究	(262)
3.2.1	实验装置	(262)
3.2.2	熔体搅拌的实验研究	(263)
3.3	自生 TiC _P /2024 复合材料的铸造流动性	(266)
3.3.1	测试装置和条件	(266)
3.3.2	自生 TiC _P /2024 复合材料流动性的计算	(267)
3.3.3	自生 TiC _P /2024 复合材料流动性的测试	(269)
3.4	本章小结	(272)
第 4 章 自生 TiC_P/2024 复合材料的组织与结构		(273)
4.1	引言	(273)
4.2	自生 TiC _P /2024 复合材料的显微组织	(273)
4.2.1	自生 TiC _P /2024 复合材料的铸态组织	(274)
4.2.2	自生 TiC _P /2024 复合材料的挤压组织	(277)
4.3	自生 TiC _P /2024 复合材料的微观结构	(279)
4.3.1	TiC 颗粒的形貌及结构	(279)
4.3.2	TiC 与 α -Al 的界面结构	(281)
4.3.3	Al/CuAl ₂ /TiC 的界面结构	(282)
4.3.4	Al/Al ₂ CuMg/TiC 的界面结构	(283)
4.4	自生 TiC _P /2024 复合材料的时效析出行为	(285)
4.4.1	自生 TiC _P /2024 复合材料的时效硬化	(286)
4.4.2	自生 15wt. %TiC _P /2024 复合材料的时效析出行为	(287)
4.4.3	自生 15wt. %TiC _P /2024 复合材料的析出相形貌	(290)
4.5	本章小结	(292)

第 5 章 自生 TiC_P/2024 复合材料的性能	(294)
5.1 引言	(294)
5.2 自生 TiC _P /2024 复合材料的力学性能	(294)
5.2.1 室温拉伸性能	(294)
5.2.2 高温拉伸性能	(294)
5.2.3 断口分析	(297)
5.3 自生 TiC _P /2024 复合材料的阻尼性能	(299)
5.3.1 阻尼的概念	(299)
5.3.2 自生 TiC _P /2024 复合材料阻尼性能分析	(300)
5.3.3 自生 TiC _P /2024 复合材料的阻尼行为	(304)
5.4 自生 TiC _P /2024 复合材料的蠕变性能	(307)
5.4.1 蠕变试验曲线	(308)
5.4.2 高温蠕变的最小蠕变速率	(309)
5.4.3 蠕变的密度变化和蠕变机制	(309)
5.5 自生 TiC _P /2024 复合材料的热膨胀性能	(314)
5.6 本章小结	(315)
参考文献	(317)

第一篇 锌铝基自生复合材料