

Al₁₈B₄O₃₃w/Bi/Al 复合材料室温阻尼和力学性能

刘刚^{1,2}, 胡津¹

(1. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 150001 哈尔滨; 2. 哈尔滨理工大学 应用科学学院, 150080 哈尔滨)

摘要: 为提高 Al₁₈B₄O₃₃w/Al 复合材料的室温阻尼性能, 通过原位反应向复合材料的界面引入了低熔点金属 Bi. 研究了涂层质量分数对涂覆后复合材料室温力学性能和阻尼性能的影响. 结果表明, 复合材料的力学性能随着涂层质量分数的增加而降低; 复合材料的阻尼性能则随涂覆量的增加而增加. 涂覆复合材料的室温阻尼值不仅强烈依赖于晶须表面涂覆物的质量分数而且依赖于应变振幅. 涂覆复合材料在较低应变条件 (4×10^{-4}) 下出现一个由位错机制产生的阻尼峰. 当应变振幅超过 6×10^{-4} , 界面滑移成为主要的阻尼机制.

关键词: 阻尼; 力学性能; 铝基复合材料; 涂层; 界面

中图分类号: TG115.23 文献标志码: A 文章编号: 0367-6234(2012)05-0092-05

Damping capacity and tensile property of alumina borate hisker-reinforced aluminum composite in interface at room temperature

LIU Gang^{1,2}, HU Jin¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, 150001 Harbin, China;

2. College of Applied Science, Harbin University of Science and Technology, 150080 Harbin, China)

Abstract: To improve the capacity of Al₁₈B₄O₃₃w/Al at room temperature, bismuth with a low melting point was introduced into the interface of the composite by in situ reaction. The influence of the coating contents on the tensile properties and damping capacities of the coated composites at room temperature were investigated. The results indicated that the tensile properties of the coated composites decrease and the damping capacity increased with the increasing of coating contents, while the damping value of the coated composites strongly depend on not only the coating contents, but the strain amplitude. A damping peak in the coating composites at low strain amplitude (about 4×10^{-4}) was observed, which attributed to dislocation mechanism. When the strain amplitude exceeded 6×10^{-4} , the damping was caused by the interfacial micro-slip.

Key words: damping capacity; tensile property; al matrix composite; coating; interface

高阻尼容量是工程结构材料最重要的性能之一. 众所周知, 材料的高阻尼常常伴随着低的强度, 因此开发兼具高阻尼和高强度的材料一直是人们研究的热点. 金属基复合材料不仅具有较高的强度和模量, 还具有良好的机械阻尼性能, 是目前最具有发展前途的结构-功能型阻尼材料之一^[1-4].

在金属基复合材料的研究中, 增强体/基体界

面始终是人们关注的焦点, 因为界面区的状态不仅强烈地影响复合材料的机械性能而且对其阻尼特性同样也产生显著效应. 因此合理选择界面相并深入研究其质量分数、形态及分布对复合材料界面状态的影响与规律, 从而进行有效的调整及控制界面, 是获取高性能复合材料的关键^[5].

近年来, 硼酸铝晶须增强 Al 基复合材料因晶须的价格低廉和复合材料性能优异而备受关注^[6-7]. 在复合材料中, 晶须涂覆通常有下列作用: 1) 提高基体和增强体的结合强度, 防止界面反应; 2) 提高复合材料热挤压和热压缩的成形能力. 此外, 复合材料中的应力分布和微观结构同样

收稿日期: 2010-12-20.

作者简介: 刘刚(1980—), 男, 博士;

胡津(1963—), 女, 教授, 博士生导师.

通信作者: 胡津, hujin@hit.edu.cn.

也受晶须表面涂覆的影响. 因此对晶须表面进行涂覆, 可使复合材料的性能得到改善^[8-9]. J. H. Gu 等^[10]研究了增强体(纤维或颗粒)涂覆对复合材料阻尼性能的影响. 结果表明, 增强体表面涂覆不仅可提高复合材料的阻尼性能, 而且使复合材料的阻尼机制也发生了改变.

虽然有关增强体表面涂覆对金属基复合材料阻尼性能影响的研究较多, 但有关晶须表面涂覆对复合材料阻尼性能影响的研究还鲜有报道. 已有研究表明, Bi_2O_3 涂覆硼酸铝晶须增强纯 Al 基复合材料的阻尼性能比未涂覆的复合材料有很大提高. 同时发现, 在测试温度范围内, 涂覆复合材料的阻尼性能强烈依赖于晶须表面涂覆物的含量^[11]. 本文重点研究 Bi_2O_3 涂覆硼酸铝晶须增强纯铝基复合材料在室温下的阻尼性能和拉伸性能, 并探讨涂覆复合材料的室温阻尼机制.

1 实验材料及方法

硼酸铝 ($\text{Al}_{18}\text{B}_4\text{O}_{33}$) 晶须 $d = 0.5 \sim 1.5 \mu\text{m}$, $l = 10 \sim 30 \mu\text{m}$, 通过化学共沉积方法将 Bi_2O_3 涂覆在晶须表面. 晶须预制件在 $830 \text{ }^\circ\text{C}$ 下烧结并保温 30 min 以获得高强度的预制件.

采用挤压铸造法制备晶须体积分数约为 20% 的复合材料, 其中: $m(\text{Bi}_2\text{O}_3) : m(\text{Al}_{18}\text{B}_4\text{O}_{33})$ 分别为 1:20、1:10、1:6. 为了便于描述材料为 20ABOw/Bi/Al、10ABOw/Bi/Al、6ABOw/Bi/Al.

采用荷兰 Philips 公司生产的 X'Pert 型衍射仪对复合材料进行物相分析, 实验选用 Ka 铜靶, 管电压 40 kV , 管电流 40 mA . 利用日立 S-4700 扫描电子显微镜观察晶须表面形貌. 利用荷兰 FEI 公司生产的 TECNAI G² 型透射电子显微镜对复合材料的界面及位错组态进行观察, 操作电压 300 kV . 阻尼性能测试是在美国 TAQ800 动态机械热分析仪上完成的, 实验采用单悬臂方式. 试样尺寸为 $36 \text{ mm} \times 6 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$. 试验参数为对应振幅为 $5 \times 10^{-6} \sim 1.5 \times 10^{-3}$, $1 \times 10^{-3} \sim 4 \times 10^{-3}$ 范围内的室温阻尼性能也进行了测试, 测试频率为 1 Hz . 拉伸测试在 Instron 5590 拉伸试验机上进行. 拉伸试样尺寸长度为 52 mm , 厚度为 1 mm , 拉伸试样形状与 J. Hu 等^[12]所用的一致. 所有拉伸试验的应变速率均为 0.5 mm/min , 每个状态复合材料测试 3 个样品.

2 实验结果

图 1 为涂覆晶须的表面形貌与结构分析. 由图 1(a) 中可见, Bi_2O_3 颗粒均匀且非连续地分布

在晶须表面. XRD 检测结果证实了分布在晶须表面的颗粒为 Bi_2O_3 , 相应图谱如图 1(b) 所示.

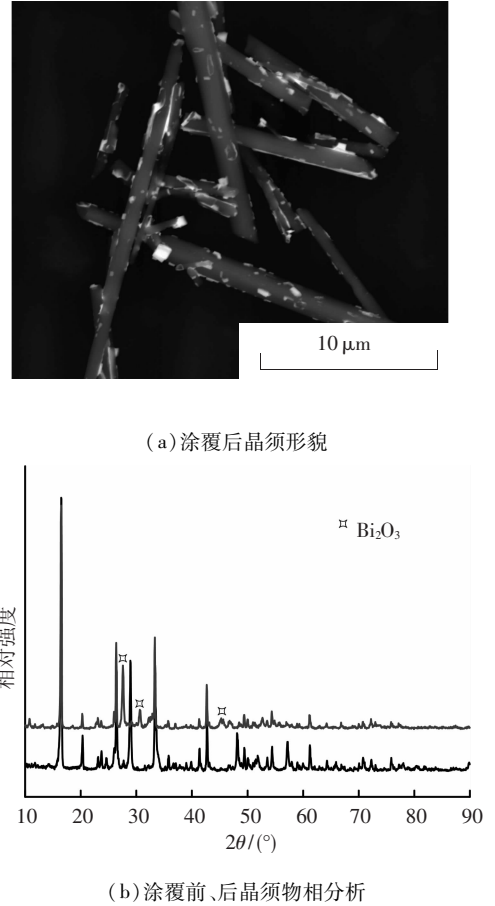
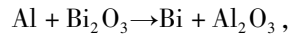


图 1 Bi_2O_3 涂覆 $\text{Al}_{18}\text{B}_4\text{O}_{33}$ 晶须的表面形貌与结构分析

图 2 为 6ABiOw/Bi/Al 复合材料界面处微观组织结构的 TEM 照片. 由图 2 可见, 涂覆物分布在晶须与基体的界面处 (如图 2(a)、(b)). 图 2(a) 中涂层 A 处的选区电子衍射花样分析结果表明界面相为单质 Bi. 涂覆复合材料的 XRD 测试结果同样显示出单质 Bi 的存在.

根据上述分析及已有研究表明, 在挤压铸造过程中 Bi_2O_3 与 Al 发生反应, 反应方程式为



$$(\Delta_r G_m^\ominus(T)) = -1688.76 \text{ kJ/mol} < 0.$$

根据 Al-Bi 二元合金相图可知, Bi 在纯 Al 中几乎不溶, 所以反应生成的 Bi 存在于晶须/基体界面处^[14].

图 2(b) 为 6ABOw/Bi/Al 复合材料界面附近的位错组态. 在界面附近的基体中存在许多位错. 由于基体 Al 和晶须的热膨胀系数不同, ABOw/Al 复合材料从高温冷却下来, 热膨胀系数巨大的差异导致晶须/基体界面附近位错密度提高. 由于 Bi 的热膨胀系数与 Al 相差不大, 所以高密度位错同样存在于涂覆复合材料中. 图 2(c) 为图 2(b) 中复合材料界面处的高分辨透射

(HRTEM)照片.从图2中可见,涂层与晶须之间结合良好,界面处未见孔洞等缺陷存在,但在涂层

内部可明显观测到较高密度的位错存在.

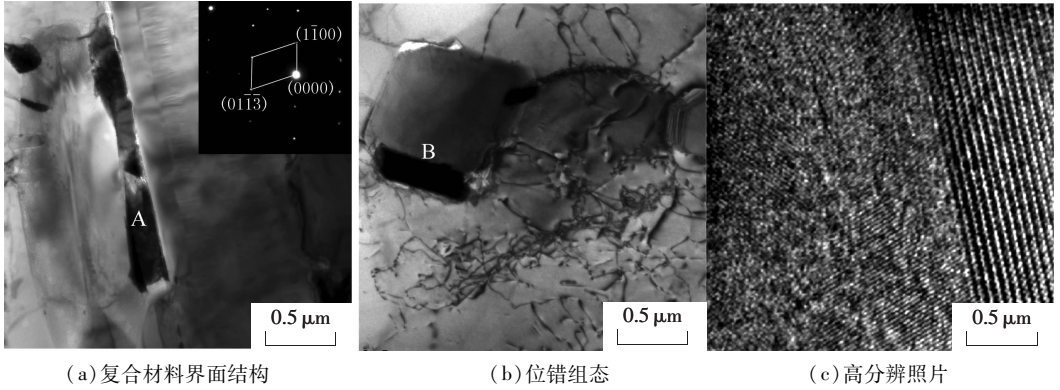


图2 6ABOw/Bi/Al 复合材料界面处微观组织形貌

图3为涂覆复合材料的拉伸应力-应变曲线.可以看到3条涂覆复合材料的拉伸曲线呈现相似特征,说明它们的拉伸断裂行为是一致的.图4是涂覆复合材料的抗拉强度(UTS)和断裂延伸率δ随w_{Bi₂O₃}变化曲线.涂覆后复合材料的UTS和δ随着涂覆量的增加而降低,说明涂覆导致复合材料的拉伸性能有所损失.

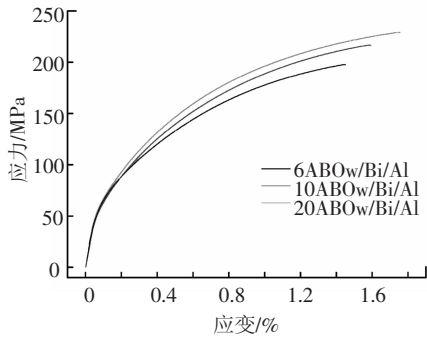


图3 涂覆复合材料的拉伸应力-应变线

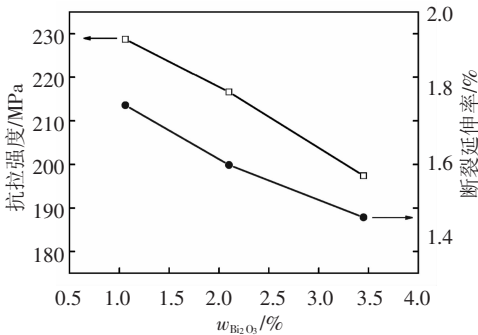


图4 w_{Bi₂O₃}对复合材料的抗拉强度和断裂延伸率的影响

图5为涂覆复合材料的拉伸断口形貌.当晶须表面的涂覆量不同时,复合材料的断口组织形貌存在较明显的差异.在20ABOw/Bi/Al复合材料中(图5(a))可见很多的韧窝,微孔数目极少,晶须拔出与脱落的现象很难观测到.表明在

20ABOw/Bi/Al复合材料中发生了韧性断裂,揭示出复合材料具有较强界面结合,导致相应的UTS和δ较高.随晶须表面涂覆量增加,涂覆复合材料断口表面的微孔数目明显增多.在6ABOw/Bi/Al复合材料(图5(b))中,可以看到很多微孔以及晶须拔出与脱落现象.文献[9]对断口表面微孔的形成进行了解释.文献[9]认为一方面是由于基体和晶须结合强度不高,拉伸过程中晶须被拔出留下了痕迹;另一方面是由于基体和晶须的润湿性较差,在挤压铸造过程中,液态铝很难填充到某些晶须之间的微小缝隙处而产生孔洞.图5(b)中出现的大量孔洞表明其界面结合较差,因此相应的力学性能较低.

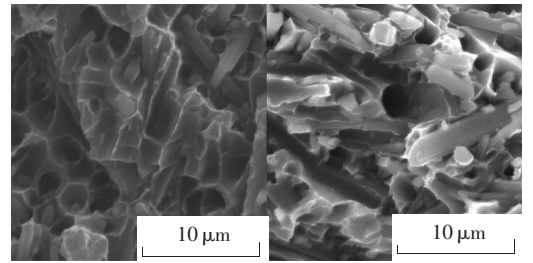


图5 复合材料的断口形貌

图6为室温条件下应变振幅对涂覆复合材料阻尼性能的影响.图6(a)为应变振幅为5.0 × 10⁻⁶ ~ 1.5 × 10⁻³,频率为1 Hz时涂覆复合材料的阻尼-应变谱.在测试区间内,复合材料的阻尼值随着涂覆量的增加而增加.

在高应变振幅下,涂覆量对复合材料阻尼的影响更为显著.3条阻尼曲线的形状有着相似的特征.

曲线均可分成3个部分:1)阻尼不依赖于应变振幅区域(I区);2)阻尼随应变振幅增加缓慢增加区域(II区);3)阻尼随应变振幅增加迅速增

加区域(Ⅲ区). 在低应变振幅区域(Ⅰ区)阻尼容量基本保持不变, 然后随应变振幅的增加缓慢增加(Ⅱ区). 在低应变振幅下(4×10^{-4})出现一个阻尼峰. 当应变振幅超过 6×10^{-4} 后, 涂覆复合材料的阻尼值随着应变振幅的增加而迅速增加(Ⅲ区). 图 6(b) 为高应变振幅区间内涂覆复合材料的阻尼-应变谱. 涂覆复合材料的阻尼性能随着应变振幅和涂覆量的增加显著增加. 由图 6 可知, 无论是低应变振幅还是高应变振幅条件下, 涂覆量越大复合材料在振动下所消耗的能量越大, 因而无论在何种应变振幅下, 复合材料的阻尼容量均随涂覆量的增加而增加.

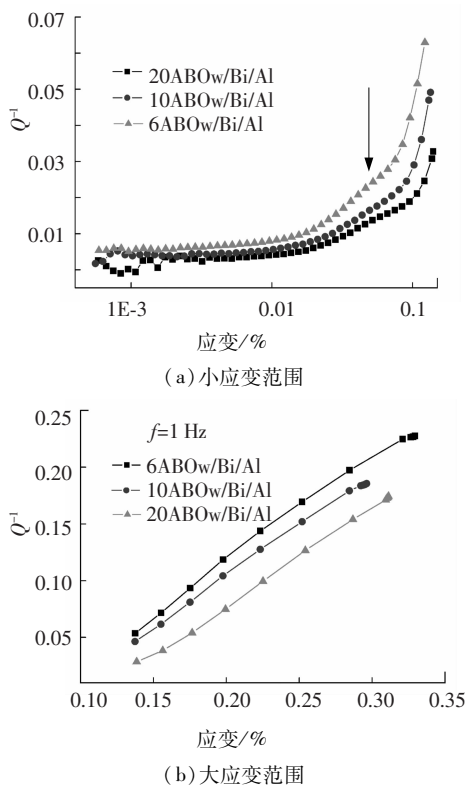


图 6 涂覆复合材料的阻尼-应变谱

3 分析讨论

根据上述结果可以表明, 在挤压铸造过程中通过 Bi_2O_3 和基体 Al 发生原位反应, 将 Bi 引入到复合材料界面处. 界面处 Bi 的质量分数随着涂覆量的增加而增加, 涂覆量强烈影响着复合材料室温下的拉伸性能和阻尼性能.

文献[9]研究了 ZnO 涂覆硼酸铝晶须增强铝基复合材料的拉伸性能, 发现复合材料的 UTS 随涂覆量的增加而迅速增加. 但随涂覆量增加时, δ 呈现先增加后降低的趋势. 本文研究发现, SnO_2 涂覆硼酸铝晶须增强的纯铝基复合材料的 UTS 和 δ 随涂覆量的增加而迅速增加.

在本文中, 复合材料的拉伸性能和断裂延伸

率均随晶须表面涂覆物质量分数的增加而降低. 这与已有研究不尽相同. 复合材料在挤压铸造过程中, Bi_2O_3 和液态铝的界面反应有效地改善了晶须和基体的润湿性, 提高了液态铝向预制件中的渗透能力, 液态铝就会依靠界面反应很容易填充到晶须间的空隙处, 能够减少复合材料中微孔洞的数量, 有助于提高复合材料的拉伸性能. 但是随 $w_{\text{Bi}_2\text{O}_3}$ 提高, 界面反应产物如低强度的 Bi 和脆性的 Al_2O_3 , 以及未反应掉的脆性 $w_{\text{Bi}_2\text{O}_3}$ 都会增加, 这些低强度物质都存在于晶须和基体的界面上, 降低了界面强度. 低强度的界面层在较小的外力作用下就会发生断裂, 裂纹很容易沿着晶须和基体的界面扩展, 导致 UTS 和 δ 随涂覆量的增加而降低.

复合材料的阻尼性能受诸多因素影响, 如复合材料的微观结构缺陷, 位错振动、界面滑移等. 在低温下, 位错对材料的阻尼性能起主要的贡献.

在复合材料中, 位错可能被钉扎, 强钉扎点如相界面, 弱钉扎点如溶质原子^[13]. 在低应变振幅下 ($< 1 \times 10^{-3}$), 通过位错振动消耗的能量较少. 所以涂覆复合材料的阻尼性能微弱的依赖于应变振幅, 随着应变振幅的增加, 伴随着位错可动性的增强, 有些弱钉扎点钉扎的位错脱钉, 而位错仍然被强钉扎点所钉扎, 位错振动所产生的能量消耗不会明显增加, 而当应变继续增加时可能造成位错“雪崩”式的脱钉, 由此引发的机械能消耗迅速增加, 由此产生了位错阻尼峰(图 6(a)).

值得一提的是, 阻尼性能不仅随着应变振幅的增加迅速增加, 而且在测试的应变范围内, 涂覆复合材料的阻尼性能随着涂覆量的增加而增加. 一方面由于冷却过程中界面应力集中易在低强度的 Bi (32 MPa) 涂层中产生较高密度的位错、位错环等缺陷; 另一方面, 涂层质量分数的增加会降低基体中的应力使得位错缠结程度降低, 增加可动位错的密度, 这应是导致复合材料阻尼性能随涂覆量的增加而提高的主要原因.

对于金属基复合材料界面同样是内耗的有效来源. 界面滑移导致的摩擦损失的能量是产生阻尼的重要因素之一. 由于热激活或者为克服摩擦阻力在界面产生的剪切应力, 发生界面滑移. 在室温下, 界面滑移很难发生. 通过上述分析可知, 低应变振幅条件下, 涂覆复合材料的阻尼机制主要为位错机制. 随着应变振幅的增加, 可滑动界面之间消耗了更多的能量, 所以阻尼性能大幅提高. 此外, 界面结合强度越低, 界面越容易滑移(相同应变振幅的情况下). 所以, 能量损失大的复合材料

会有更好的阻尼性能. 上述分析可知, 界面结合强度随涂覆量的增加而降低, 因此, 在高应变振幅下, 复合材料阻尼性能的增加是由于界面滑移导致的能量损失.

4 结 论

1) 无论在何种应变振幅下, 涂覆复合材料的阻尼容量均随涂覆量的增加而增加.

2) 涂覆复合材料的 UTS 和 δ 随着 Bi_2O_3 涂覆量的增加而降低, 涂覆复合材料 UTS 和 δ 降低的主要原因是由于界面处脆性相 Al_2O_3 及软化相 Bi 的增多造成的.

3) 在涂覆复合材料的阻尼 - 应变曲线中, 在应变振幅约为 4×10^{-4} 处出现了一个对应位错脱钉过程的阻尼峰.

4) 涂覆复合材料的阻尼机制在高应变振幅下强烈依赖于应变振幅, 当应变振幅超过 6×10^{-4} 后, 界面滑移成为主要的阻尼机制.

参考文献:

- [1] NATH D, SINGH V. Ageing characteristic of aluminium alloy aluminosilicate discontinuous fibre reinforced composites[J]. Scripta Materialia, 1999, 40 (7): 791 - 794.
- [2] ARSENAULT R J, SHI N. Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion [J]. Materials Science and Engineering, 1986, (A81): 175 - 187.
- [3] GAO H Q, WANG L D, FEI W D. Interfacial reaction and tensile strength of copper-coated $\text{Al}_{18}\text{B}_4\text{O}_{33}$ whisker reinforced 6061Al composite[J]. Materials Science and Engineering, 2008, A479(1/2): 261 - 268.
- [4] PARRINA L, SCHALLER R. Thermal stresses in metal matrix compo-sites studied by internal friction[J]. Acta Metallurgica, 1996, 44 (12): 4881 - 4888.
- [5] 吴人杰. 复合材料[M]. 天津: 天津大学出版社, 2000.
- [6] CARRENO-MORELLI E, URRETA S E, SCHALLER R. Mechanical spectroscopy of thermal stress relaxation at metal-ceramic interfaces in Aluminium-based composites[J]. Acta Materialia, 2000, 48 (18/19): 4725 - 4733.
- [7] FAN G H, GENG L, ZHENG Z Z, *et al.* The effect of an interfacial layer containing nanosized Pb particles on the damping behavior in $\text{Al}_{18}\text{B}_4\text{O}_{33}/\text{Al}$ composite [J]. Scripta Materialia, 2008, 59(5): 534 - 537.
- [8] LI Z J, WANG L D, YUE H Y, *et al.* Effect of Bi_2O_3 coating on interfacial wettability and tensile properties of $\text{Al}_{18}\text{B}_4\text{O}_{33}\text{w}/\text{Al}$ composite[J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(22): 9355 - 9358.
- [9] YUE H Y, FEI W D, LI Z J, *et al.* Effects of ZnO coating on the wettability and tensile properties of aluminum borate whisker-reinforced aluminum composite[J]. Materials Science and Engineering, 2006, A441 (1/2): 197 - 201.
- [10] GU J H, ZHANG X N, GU M Y. Effect of surface coating of particulate on the overall damping of particulate-reinforced metal matrix composites [J]. Computational Materials Science, 2006, 36(3): 338 - 344.
- [11] LIU G, REN W C, SUN Y L, *et al.* Damping behavior of Bi_2O_3 -coated $\text{Al}_{18}\text{B}_4\text{O}_{33}$ whisker-reinforced pure Al composite [J]. Materials Science and Engineering, 2010, A527(25): 5136 - 5142.
- [12] HU J, WANG X F, TANG S W. A study of damping capacities in pure aluminum matrix composites reinforced with SnO_2 -coated and uncoated alumina borate whiskers [J]. Composites Science and Technology, 2008, 68(10/11): 2297 - 2299.
- [13] ARSENAULT R J, SHI N. Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion [J]. Materials Science and Engineering, 1986, A81: 175 - 183.

(编辑 张 红)