

文章编号: 1004 - 0609(2003) 03 - 0645 - 06

SiC_p/Gr 颗粒混杂增强 6061 铝基复合材料中的内耗峰及其阻尼机制^①

顾 敏^{1, 2}, 王西科¹, 沈宁福¹, 顾金海¹, 张迎元³, 乐永康³

(1. 郑州大学 材料研究中心, 郑州 450002; 2. 郑州机械研究所, 郑州 450052;
3. 洛阳船舶材料研究所, 洛阳 471039)

摘 要: 采用喷射共沉积方法制备了 SiC_p/Gr/6061 铝合金混杂金属基复合材料, 研究了其阻尼特性。结果表明: 该材料在 150 ℃附近有一温度内耗峰, 且随频率增加该峰峰位向高温移动而峰高降低。通过 Arrhenius 方程测得内耗峰的激活能为 1.17 eV。分析认为: 该峰具有弛豫特性, 它是在热与应力的双重作用下, 由位错拖曳点缺陷运动所致, 符合位错诱生阻尼机制。

关键词: 喷射共沉积; SiC_p/Gr/6061 铝合金混杂复合材料; 内耗峰; 阻尼机制

中图分类号: TG 113.22; TB 331

文献标识码: A

非连续颗粒增强的铝基复合材料, 不仅可获得高强度、高模量、耐磨、耐热等性能, 而且可以提高材料的阻尼性能。这类具有结构-功能复合的新型材料, 对于产品噪声的减小及机械振动的减弱或消除具有重要意义, 在航天、航空、先进兵器装备系统、汽车和轻工产品等军事技术和民用产品领域中均有着广泛的应用前景^[1-3]。对于铝基合金, 最常用的颗粒增强体为 SiC_p, Al₂O₃ 和石墨 Gr。SiC_p 和 Al₂O₃ 由于本征阻尼较低, 因而对金属基复合材料阻尼性能的改善主要是通过对基体组织的改变而获得, 其本身对阻尼的贡献是有限的^[4]。Gr 有相当高的本征阻尼, Lavernia^[4] 和 Rohatgi^[5] 等对各种尺寸的 Gr 加入铝合金中进行的研究表明: 加入 Gr 能显著地提高阻尼性能, 但随着 Gr 加入量的增加, 材料的弹性模量却下降。SiC_p 能使金属基复合材料保持高的强度和刚度, 而 Gr 能显著提高阻尼性能, 因而为获得较好的综合性能, 发展 Al/SiC_p/Gr 混杂增强的金属基复合材料是一条可行的思路。选择合适的 SiC/Gr 比, 可以使混杂增强的 Al/SiC_p/Gr 金属基复合材料成为力学性能和阻尼性能俱佳的新的结构-功能型铝基复合材料。Zhang^[4] 等采用喷射共沉积工艺制备了 SiC_p/Gr/6061 铝合金混杂增强的金属基复合材料, 得到了大大高于 6061 铝合金阻尼性能的金属基复合材料, 并对 SiC_p/Gr/6061 铝合金金属基复合材料在一个宽的温度和频率范围内的阻尼特

性进行了研究。本文作者在 SiC_p/Gr/6061 铝合金金属基复合材料阻尼特性的研究中, 发现在 150 ℃附近该材料有一温度内耗峰。研究内耗峰的意义不仅是它相当于一机械振动能量吸收谱线, 这些谱线将为材料阻尼性能的设计和运用提供最基本的数据, 而且新谱线的产生机制也将为新型阻尼材料的开发提供理论指导^[6]。为此, 本文作者将对混杂增强的 SiC_p/Gr/6061 铝合金金属基复合材料中出现在 150 ℃附近的温度内耗峰进行分析, 并结合透射电镜 (TEM) 观察结果探讨其相关阻尼机制。

1 实验

1.1 试样的制备

采用喷射共沉积工艺制备了 d 180 mm × 220 mm 的 SiC_p/Gr/6061 铝合金复合材料 (含 SiC14%, 平均粒度 7~10 μm; Gr1%, 平均粒度 1~3 μm, 均为体积分数) 金属基复合材料锭坯, 然后在 400 ℃将锭坯热挤压, 制成 d 18 mm 棒材, 而后在棒材中取阻尼试样 (17 mm × 5 mm × 1 mm) 和透射电镜试样。金相观察发现 SiC_p 和 Gr 在 6061 铝合金基体中的分布基本均匀。

1.2 阻尼性能测试和 TEM 分析

阻尼性能的测量采用动态热机械分析仪 (DMA

① 基金项目: 河南省自然科学基金资助项目 (0040041100)

收稿日期: 2002 - 08 - 05; 修订日期: 2002 - 10 - 08

作者简介: 顾 敏 (1957 -), 男, 研究员, 博士研究生。

通讯联系人: 顾 敏, 博士研究生; 电话: 0371 - 7710831; E-mail: mingui@371.net

2980 型), 形变加载方式为单悬臂。在频率 f 为 1.0, 4.0, 10.0, 30.0 Hz 及温度为 10~250 °C 条件下对试样进行了升降温测试, 升降温速率 $d\theta/dt = 2$ °C/min。另外, 还测试了试样应变振幅 ε 在 $5 \times 10^{-7} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($f = 1$ Hz) 范围内的内耗值。

采用化学减薄穿孔及离子减薄方法制取 TEM 试样, 然后在 Philips-CM 200 透射电镜上对该挤压态试样进行显微组织观察与分析。

2 实验结果

由实验数据绘出升温 and 降温测试时试样的 $\tan \varphi - f - \theta$ 特性谱线, 分别如图 1, 2 所示。由图可知, 在 100 °C 之前, 阻尼性能随温度的升高基本不变或略有下降, 而在 100 °C 之后阻尼性能随温度升高大幅增加, 且这时测试频率越低, 阻尼性能越好。另外还可看出, 无论是升温还是降温测试, 在 150 °C 左右均存在一温度内耗峰, 尤其是在降温测试以及低频条件下表现得更加明显。为此, 我们对降温测试时的内耗特性谱作了进一步处理, 即在扣除指数关系的高温背景内耗后(图 2 中虚线), 得到了 4 种测试频率下所对应的呈正态分布的温度内耗峰, 通过高斯拟合后的结果示于图 3。这里的高温背景内耗实际上就是晶粒内部晶体缺陷(主要与位错和空位有关)所引起的高温内耗, 它所具有的滞弹性特性是由于扩散控制的弛豫过程所引起的宽阔的弛豫谱, 是多种机制的复合结果^[7]。

采用上述相同的求内耗峰的程序, 对升温 and 降温测试条件下的内耗峰进行了比较(图 4), 结果发现在升降温过程中峰温产生了变化, 降温测量时由

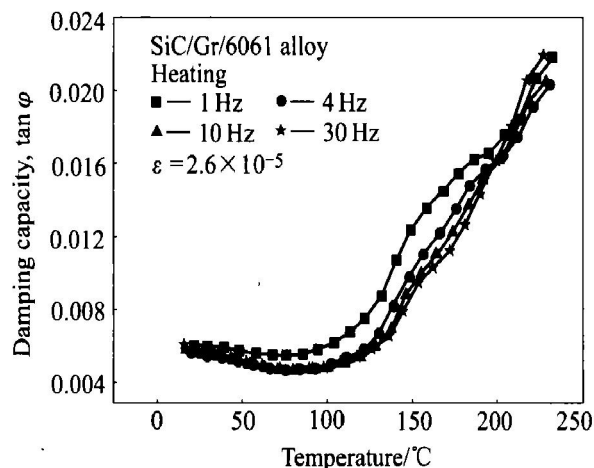


图 1 升温测试时的 $\tan \varphi - f - \theta$ 特性谱线

Fig. 1 Characteristic curves of $\tan \varphi - f - \theta$ under condition of increasing temperature

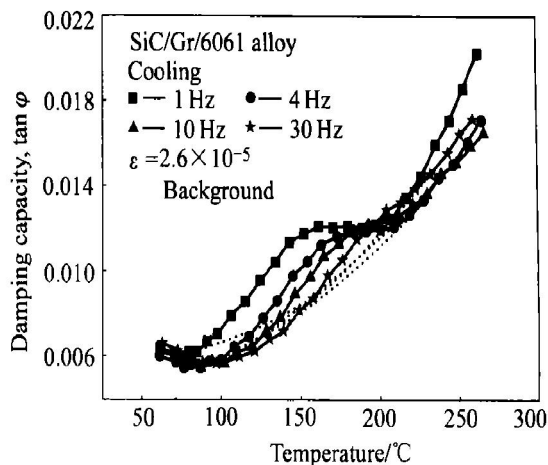


图 2 降温测试时的 $\tan \varphi - f - \theta$ 特性谱线

Fig. 2 Characteristic curves of $\tan \varphi - f - T$ under condition of reducing temperature

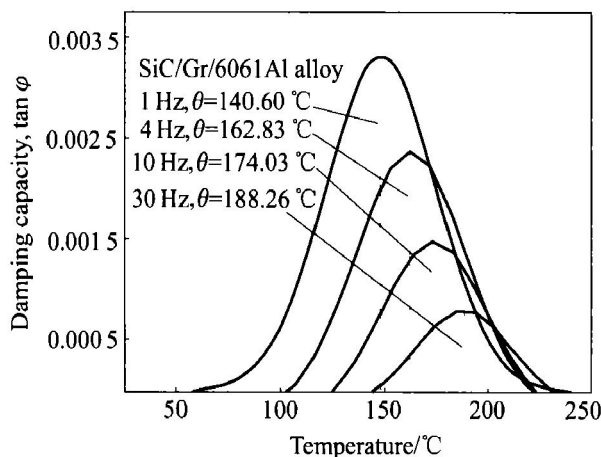


图 3 降温测量时试样的温度内耗峰

Fig. 3 Damping peaks versus temperature under condition of reducing temperature

于热滞现象, 峰温显著向低温漂移。1 Hz 和 4 Hz 下分别达到了 27 °C 和 12 °C。众所周知, 由内耗峰的高度可以测出弛豫强度, 由内耗峰的峰值温度可以测出弛豫时间 $\tau = 1/\omega$, ω 是测量内耗的圆频率。这是通过 Arrhenius 关系式来实现的, 即^[7]

$$\tau = \tau_0 e^{H/kT} \quad (1)$$

式中 τ_0 是弛豫时间 τ 的指数前因子, H 是激活能, k 是 Boltzman 常量。在峰值温度 T_p , $\omega\tau = 1$, 从而(1)式可化为

$$\lg \omega + \lg \tau_0 + (H/230k)(1000/T_p) = 0 \quad (2)$$

由图 3 中的频率和峰温拟合出满足 Arrhenius 关系式(即方程 2)的直线示于图 5, 同时求得的激活能 H 和指数前因子 τ_0 分别为 1.17 eV 和 1.05×10^{-15} 。

图 6 显示出试样在同一频率($f = 1$ Hz)下阻尼性能随应变振幅 ε 变化的情况, 可见当应变振幅 ε

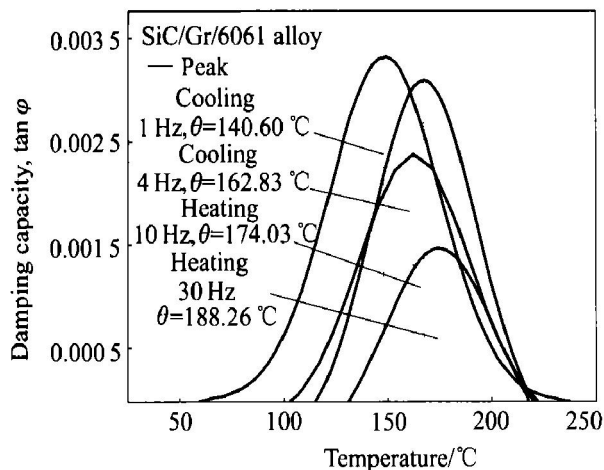


图 4 升降温测量时内耗峰峰温变化情况

Fig. 4 Variation of peak temperatures under condition of increasing and reducing temperature

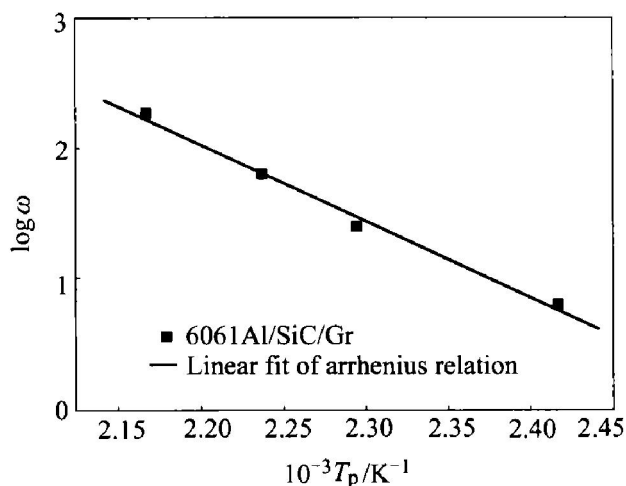


图 5 测试频率与峰温之间的 Arrhenius 关系

Fig. 5 Arrhenius relation between circle frequency and peak temperature deduced from data shown in Fig. 3

大于 3×10^{-5} 时, SiC_p/Gr/6061 铝合金混杂复合材料的阻尼性能显著地依赖于应变振幅。

3 分析与讨论

实验表明, 混杂增强的 SiC_p/Gr/6061 铝合金复合材料在 150 °C 左右存在一温度内耗峰, 然而在挤压态和 T6 态 6061 铝合金基体上没有出现内耗峰^[4, 8-11], 说明该峰的出现是由于 6061 铝合金基体微观结构的改变, 而这种改变主要是增强体与基体界面的引入以及热错配导致的位错引起的。

对于金属和合金中的阻尼机制, 热弹性和微观组织缺陷(例如晶体类缺陷)是两大主要的因素。热弹性阻尼是在机械振动中材料产生不可逆的热能消

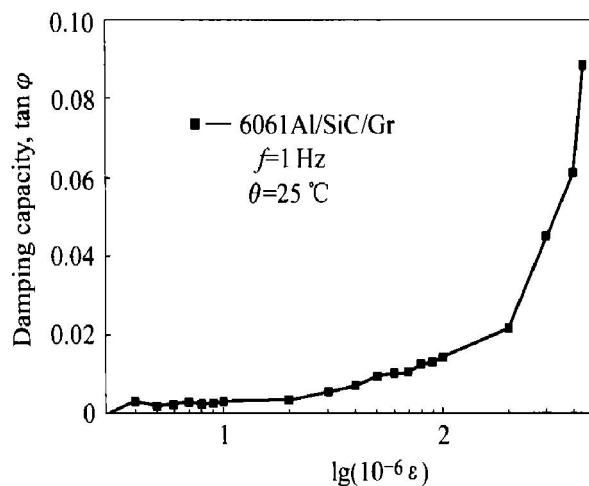


图 6 试样的阻尼性能与应变振幅关系曲线

Fig. 6 Curve of damping capacity—strain amplitude of SiC/Gr/6061Al composite

耗而致。热弹性阻尼在本研究中不会起主要作用, 这是由于在低于 Zener 弛豫频率(160 Hz)时, 热弹性阻尼随着频率增加而增加, 然而本实验中, 几乎在整个测试温区阻尼性能随频率增加而降低。缺陷阻尼, 根据缺陷的类型可以描述成由于晶体材料在循环加载中微观缺陷的可逆移动而产生的内耗。这种在多晶或合金中的缺陷包括点缺陷(空位或空隙)、线缺陷(位错)、面缺陷(晶界和内界面)和体缺陷(微孔、微裂纹)等。点缺陷阻尼被认为是在外加应力下, 点缺陷周围的弹性变形所引起的能量消耗, 在金属基复合材料中点缺陷引起的阻尼相对较小, 故在此可以不加讨论^[4]。位错阻尼是由于振动位错线的移动, 而晶界阻尼则是由于它们的粘性滑移, 内界面阻尼是由于在界面的不连贯性和界面的移动所致。SiC_p/Gr/6061 铝合金混杂增强的金属基复合材料的阻尼性能与上述均有关。

文献[4, 9-11]指出: 在混杂增强的 SiC_p/Gr/6061 铝合金金属基复合材料中, 低温下起作用的阻尼机制主要有增强颗粒的本征阻尼, 基体的位错阻尼, 以及颗粒与基体的界面阻尼; 而在高温下被激活的阻尼机制可能有晶界阻尼与界面滑移机制。晶界阻尼对温度十分敏感, 随温度升高, 阻尼性能增高。通常在高温下, 晶界表现出良好的阻尼特性, 但此时材料的物理、力学性能较差, 故晶界高温阻尼峰(即葛峰)通常无法应用^[7]。界面阻尼是由于在界面上不连贯的显微结构的可动性及界面滑移所致。一般说来, SiC 颗粒与 6061 铝合金基体结合牢固^[12], 当温度升高到 100 °C 以上时, 基体相对于陶瓷颗粒变软, 界面滑移就有可能发生^[9, 10]。Gr 与 6061 铝合金基体之间是结合力相对较弱的界面^[9],

同时由于 Gr 的片层结构形态, 当外加应力大于界面结合力时, 增强相与基体金属之间必然产生滑移, 增强相与基体之间的界面滑移产生摩擦耗能是内耗产生的主要因素。实验中也观察到在 100 °C 以上, 阻尼性能随温度升高大幅增加, 表明混杂增强的 SiC_p/Gr/6061 铝合金金属基复合材料的高温阻尼应主要归因于界面阻尼机制。

SiC_p 的热膨胀系数为 $5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$, Gr 的热膨胀系数介于 -1.4×10^{-6} 和 $2.7 \times 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$ 之间, 6061 铝合金的热膨胀系数为 $2.5 \times 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$ ^[9, 13], 在试样的热加工制备过程中, 由于基体/增强颗粒界面热收缩不一致而产生错配应变, 这种应变足以产生位错。热错配造成的应变可用下式计算:

$$\varepsilon = \Delta\alpha \times \Delta\theta \quad (3)$$

式中 $\Delta\theta$ 为温度变化, $\Delta\alpha$ 为基体与增强颗粒的热膨胀系数之差。由于错配应变, 尤其在靠近基体/增强颗粒界面处将发生塑性形变, 产生高密度位错。根据位错的棱镜模型, 位错密度为^[14]

$$\rho = \frac{B\varepsilon^{\varphi}}{bd(1-\varphi)} \quad (4)$$

式中 ε 是由方程 3 决定的错配应变, φ 是陶瓷增强相(SiC)的体积分数, b 为柏格斯矢量, d 是增强相的最小尺寸, B 是几何常数。Vogelsang 等^[15]通过原位 HVEM 观察了在 Al/SiC_w 界面处位错的产生及分布, 这些位错在循环载荷作用下运动, 成为一种高内耗源。TEM 的观察结果表明, 在 SiC_p/Gr/6061 铝合金金属基复合材料的界面存在高密度的位错, 且晶内位错为析出相所钉扎, 图 7 所示为其典型的组织形貌。可以推断, 在本研究的温度范围(尤其是低温)内, 位错阻尼将起主要作用。其产生机制可由 K-G-L 模型(简称 G-L 理论)加以说明。外界振动引起位错移动, 发生从弱钉扎点(如溶质原子、空位等)上出现雪崩式脱钉, 然后在强钉扎点(位错网节点、第二相等)周围形成位错环, 由此引起应力松弛和机械振动能的消耗。根据 G-L 理论, 在低频范围(1 kHz 以下), 位错阻尼 Q^{-1} 可通过下式计算^[16, 17]:

$$Q^{-1} = Q_a^{-1} + Q_f^{-1} \quad (5)$$

$$Q_a^{-1} = C_1 \frac{\rho^2}{\varepsilon_0} \exp\left(-\frac{C_2}{\varepsilon_0}\right) \quad (6)$$

$$Q_f^{-1} = C_3 \rho^2 / b^2 \quad (7)$$

式中 C_1 , C_2 和 C_3 是物理常数; ρ , b 分别为位错密度和柏氏矢量; ε_0 和 f 分别是应变振幅和频率。在低的应变振幅下位错阻尼主要由频率指数关系部分 Q_f^{-1} 产生, 而当超过某一临界应变振幅时, 应变



图 7 析出相钉扎位错的典型形貌

Fig. 7 Typical morphology of dislocation pinned by precipitated phase

的振幅指数关系部分 Q_a^{-1} 变得重要。式(6)表明 $\ln(Q_a^{-1}) - 1/\varepsilon$ 关系将是一条直线。由图 6 可见到 SiC_p/Gr/6061 铝合金混杂增强复合材料的阻尼与应变振幅具有明显的相关性。利用实验测量的数据计算了 $\ln(Q_a^{-1})$ 和相应 ε^{-1} 的值, 并作图(见图 8), 发现 $\ln(Q_a^{-1})$ 对 ε^{-1} 确是一条非常好的直线。这表明 G-L 理论对本实验结果是吻合的。也说明位错运动是低温下阻尼产生的主要原因。

由图 3 可知, 频率增加, 内耗峰向高温移动, 并且弛豫时间与测量温度之间满足 Arrhenius 关系

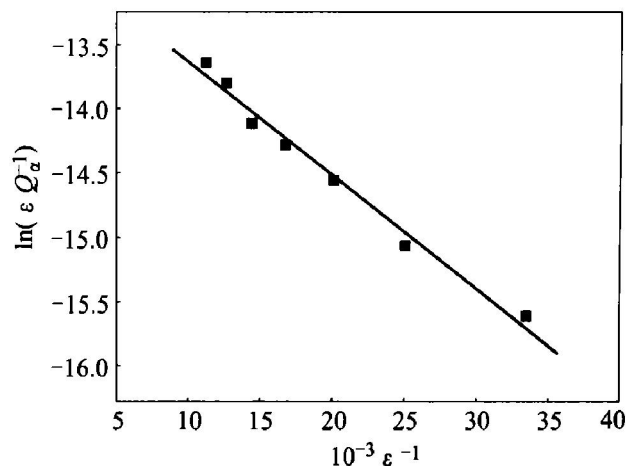


图 8 试样的 $\ln(Q_a^{-1})$ 与 ε^{-1} 关系曲线

Fig. 8 Curve of damping capacity—strain amplitude of SiC/Gr/6061Al composite

式,显示了内耗峰的弛豫性,这不同于弦振动模型的 G-L 理论所产生的阻尼共振型的内耗峰。从图 7 也可看出,晶内存在大量弥散分布的细小析出相对位错产生了钉扎,在热激活作用下,位错拖曳点缺陷运动及在脱钉过程中而耗能,从而形成了本实验中所出现的弛豫型的内耗峰。

4 结论

1) 升降温测量 SiC_p/Gr/6061 铝合金混杂增强复合材料的内耗时,在 150 °C 附近存在一内耗峰,且降温测试时出现的内耗峰与升温测试时的内耗峰相比,峰位显著向低温移动。

2) 通过 Arrhenius 方程测得降温测试时内耗峰的激活能为 1.17 eV,指数前因子 τ_0 为 1.05×10^{-15} 。

3) 该峰为弛豫型内耗峰,在热激活作用下,由位错拖曳点缺陷运动所致,符合位错诱生阻尼机制。

REFERENCES

- [1] ZHANG Ying-yuan, LE Yong-kang. Internal friction peak and damping mechanism for spray-atomized and co-deposited 6061Al/SiC_p composite [A]. Proceedings of ICETS 2000-ISAM [C]. Beijing, China, 2000. 264 - 268.
- [2] Misra M S. Damping characteristics of metal matrix composites [R]. AD-A180456, 1987, 5.
- [3] Ritchie I G, Pan Z L. High damping metals and alloys [J]. Metall Mater Trans A, 1991, 22A: 607 - 616.
- [4] Lavernia E J, Perez R J, Zhang J. Damping behavior of discontinuously reinforced Al alloy metal matrix composites [J]. Metall Mater Trans A, 1995, 26A: 2803 - 2817.
- [5] Rohatgi P K, Fishman G, Dhingra A K, et al. Cast Reinforced Metal Composite [C]. Metals Park, OH: ASM International, 1988: 375 - 381.
- [6] 方前锋, 朱震刚, 葛庭燧. 高阻尼材料的阻尼机制及性能评估 [J]. 物理, 2000, 29(9): 541 - 545.
FANG Qianfeng, ZHU Zhenggang, KE T S. Evaluation of damping capacity and mechanism of high damping materials [J]. Physics, 2000, 29(9): 541 - 545.
- [7] 葛庭燧. 固体内耗理论基础-晶界弛豫与晶界结构 [M]. 北京: 科学出版社, 2000: 82 - 83.
KE T S. Theory Foundation of Internal Friction in Solid-Inter-crystalline Structure and Relaxation [M]. Beijing: Science Press, 2000: 82 - 83.
- [8] Perez R J, Zhang J, Gungor R J, et al. Damping behavior of 6061Al/Gr metal matrix composites [J]. Metall Mater Trans A, 1993, 24A (3): 701 - 712.
- [9] Wang Can, Zhu Zhenggang. Internal friction at medium temperature in an Al matrix composite reinforced by SiC particles [J]. Scripta Mater, 1998, 38(12): 1739 - 1745.
- [10] 张迎元, 乐永康, 高灵清. 喷射共沉积 SiC_p 增强 6061 铝合金金属基复合材料的阻尼特性及位错机制 [J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(1): 91 - 96.
ZHANG Ying-yuan, LE Yong-kang, GAO Ling-qing. Damping characteristic and dislocation induced damping mechanism of spray-atomized and co-deposited 6061Al/SiC_p MMC [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(1): 91 - 96.
- [11] Zhang J, Perez R J, Lavernia E J. Effect of SiC and graphite particulates on the damping behavior of metal matrix composites [J]. Acta Metall Mater, 1994, 42 (2): 395 - 409.
- [12] Flom Y, Arsenault R J. Interfacial bond strength in an aluminum alloy 6061-SiC composite [J]. Mater Sci Eng, 1986, 77: 191 - 197.
- [13] Zhang J, Perez R J, Lavernia E J. Dislocation induced damping in metal matrix composites [J]. J Mater Sci, 1993, 28: 835 - 846.
- [14] Zhang J, Perez R J, Lavernia E J. Document of damping capacity of metallic, ceramic and metal-matrix composite materials [J]. J Mater Sci, 1993, 28: 2395 - 2404.
- [15] Mary V, Arsenault R J, Fisher R M. An in situ HVEM study of dislocation generation at Al/SiC interfaces in metal matrix composites [J]. Metall Mater Trans A, 1986, 17A: 379 - 389.
- [16] Granato A, Lucke K. Theory of mechanical damping due to dislocations [J]. J Appl Phys, 1956, 27 (6): 583 - 593.
- [17] Granato A, Lucke K. Application of dislocation theory to internal friction phenomena at high frequencies [J]. J Appl Phys, 1956, 27 (7): 789 - 805.

Internal friction peak and its damping mechanism for 6061Al alloy/ SiC_p/ Gr MMC

GU Min^{1, 2}, WANG Xi-ke¹, SHEN Ning-fu¹, GU Jir-hai¹,
ZHANG Ying-yuan³, LE Yong-kang³

- (1. Materials Research Center, Zhengzhou University, Zhengzhou 450002, China;
2. Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering, Zhengzhou 450052, China;
3. Luoyang Ship Materials Institute, Luoyang 471039, China)

Abstract: Damping properties of the SiC_p/Gr/6061Al alloy MMC, which was fabricated by spray atomization and deposition, were studied. The results show that, the internal friction spectra of the samples exhibit internal friction peak at about 150 °C. Furthermore, the peak temperature increases with increasing frequencies, and the activation energy of the internal friction peak is calculated to be 1.17 eV by Arrhenius equation. Through a series of analyses, it is described that the internal friction peak is of relaxation model, and results from the dislocation movement dragging the point defect under the double action of heat and stress. Its mechanism is of the dislocation-induced damping.

Key words: spray atomization and deposition; SiC_p/Gr/6061 alloy MMC; internal friction peak; damping mechanism

(编辑 黄劲松)