

[文章编号] 1004-0609(2002)S1-0131-06

喷射共沉积 6061Al/SiC_p 在不同热处理制度下的阻尼性能^①

顾金海¹, 张清霄², 顾敏¹, 王西科¹, 王灿³

(1. 郑州大学北区材料研究中心, 郑州 450002; 2. 郑州大学北区机械与电子工程学院, 郑州 450002;
3. 中国科学院固体物理研究所内耗与固体缺陷开放实验室, 合肥 230031)

[摘 要] 采用喷射共沉积方法制备了 6061Al/SiC_p 金属基复合材料(MMC), 研究了 5 种热处理制度对其阻尼性能的影响。结果表明: 不同的热处理状态材料, 常温下其阻尼基本没有变化, 高温下阻尼则显著不同, 在 100~270 ℃ 温度范围内, 阻尼能力的大小顺序为 炉冷 > 空冷 > -70 ℃ 淬火 > 原样(挤压态) > -195 ℃ 淬火 > 水淬, 且超过 180 ℃ 时, 所有试样的阻尼能力均可达到 1×10^{-2} 以上; 在本研究的温度和应变振幅测试范围内, 模量随温度的升高表现为单调下降, 相同频率下的内耗值不随应变振幅变化。

[关键词] 喷射沉积; 6061Al/SiC_p 复合材料; 热处理; 阻尼性能

[中图分类号] TG 113.226

[文献标识码] A

颗粒增强铝基复合材料具有良好的综合性能, 目前, 颗粒增强铝基复合材料的制备方法很多, 其中粉末冶金法和搅拌铸造法最为常见, 但这些方法均具有局限性^[1,2]。而采用近年来发展起来的喷射沉积这一新工艺来生产铝基复合材料, 因其工艺本身的特点(具有一定的孔隙度, 晶粒细小, 无界面反应或界面反应较轻)除具有高强度、高模量之外, 还具有优异的阻尼性能。高阻尼性能的铝合金在航空、航天中应用十分广泛。国外对喷射沉积工艺生产的 6061Al/SiC_p 和 6061Al/Gr 复合材料的阻尼性能进行了报道^[3~5], 而他们的研究主要集中在阻尼机制的分析, 所用材料也仅局限在 T6 态(530 ℃ 保温 1 h, 水淬; 175 ℃, 时效 8 h)。本文作者将着重对此工艺生产的 6061Al/SiC_p 复合材料在不同热处理状态下的阻尼性能进行分析。

1 实验条件

1.1 试样的制备及热处理工艺

用喷射共沉积方法, 制备 $d = 180 \text{ mm} \times 220 \text{ mm}$ 的 6061Al/SiC_p MMC 锭坯, 铸坯经 400 ℃ 热挤压, 制成 $d = 18 \text{ mm}$ 棒材, 而后在棒材中取阻尼试样 ($1 \text{ mm} \times 3 \text{ mm} \times 70 \text{ mm}$) 和透射电镜试样。将试样分

组, 并分别按如下工艺进行热处理: 1) 530 ℃, 1 h 固溶处理后随炉冷(简称炉冷); 2) 530 ℃, 1 h 固溶处理后空冷(简称空冷); 3) 530 ℃, 1 h 固溶处理后水淬(简称水淬); 4) 530 ℃, 1 h 固溶处理后淬入 -70 ℃ 干冰中(简称 -70 ℃ 淬火); 5) 530 ℃, 1 h 固溶处理后淬入 -195 ℃ 液氮中(简称 -195 ℃ 淬火)。继工艺 1)~5) 之后再进行 175 ℃, 1 h 的时效。

1.2 阻尼试验和透射电镜分析

采用中科院固体物理所自行研制的多功能内耗测量仪^[6], 在 0.1, 0.3, 1.0, 3.0 Hz 及 30~400 ℃ 温度条件下对各热处理态试样进行阻尼性能和模量测试。另外, 测试各试样应变振幅 ε 在 $(5 \sim 40) \times 10^{-6}$ ($f = 1 \text{ Hz}$) 范围内的内耗值。

采用化学减薄穿孔方法制取 TEM 试样, 然后在 Philips-CM 200 透射电镜上对所有试样进行显微组织结构观察与分析。

2 实验结果

由实验数据绘出相应的 $Q^{-1}-f-t$ 特性谱线, 如图 1~6 所示。

从图 1~6 可看出, 90 ℃ 以下, 内耗值基本不

① [基金项目] 河南省自然科学基金资助项目(004041100)

[收稿日期] 2001-08-07; [修订日期] 2001-12-07

[作者简介] 顾金海(1978-), 男, 硕士研究生。

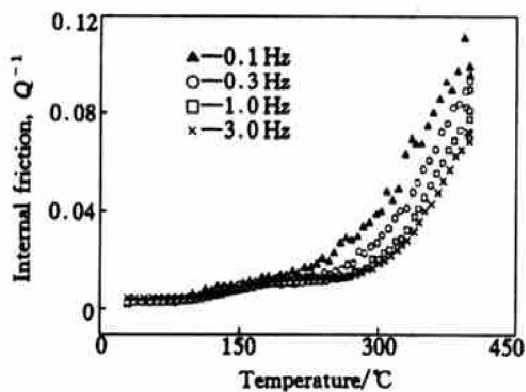
图1 原样的 $Q^{-1}-f-t$ 特性谱线

Fig.1 Internal friction spectra of as-extruded sample

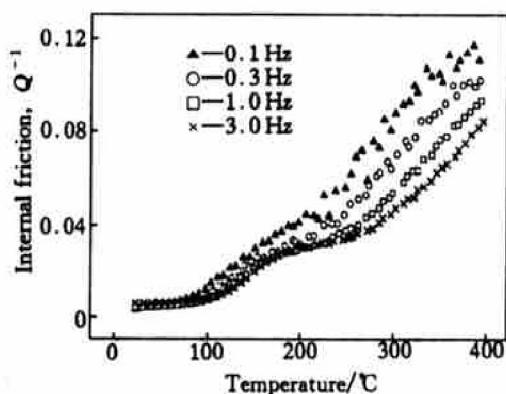
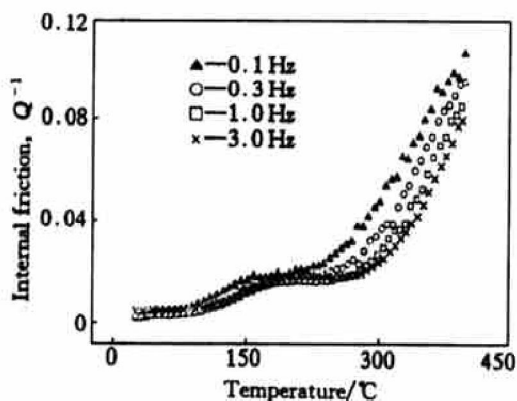
图2 炉冷试样的 $Q^{-1}-f-t$ 特性谱线

Fig.2 Internal friction spectra of furnace cooled sample

图3 空冷试样的 $Q^{-1}-f-t$ 特性谱线Fig.3 Internal friction spectra of air cooled sample
随温度变化, 90~160℃内耗值随温度的升高开始

上升, 在160~230℃内耗值随温度又基本保持不

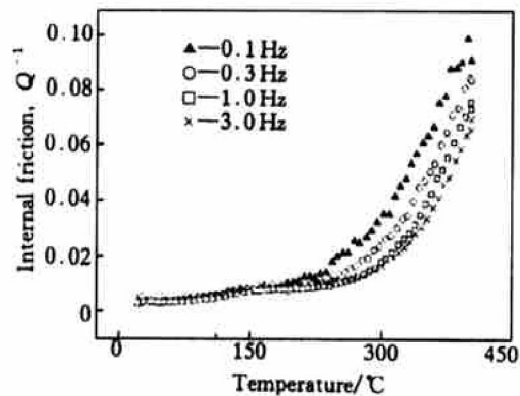
图4 水淬试样的 $Q^{-1}-f-t$ 特性谱线

Fig.4 Internal friction spectra of water quenched sample

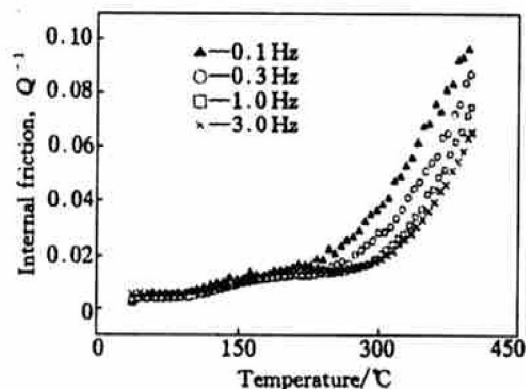
图5 -70℃淬火试样的 $Q^{-1}-f-t$ 特性谱线

Fig.5 Internal friction spectra of -70℃ quenched sample

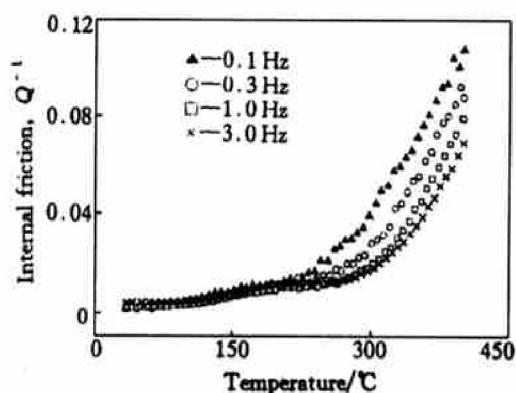
图6 -195℃淬火试样的 $Q^{-1}-f-t$ 特性谱线

Fig.6 Internal friction spectra of -195℃ quenched sample

变, 超过230℃时, 内耗值又随温度的升高开始上升, 且这时不同频率下的内耗值差异越加明显, 频

率越低, 内耗值越大。另外, 超过180℃, 所有试样

的阻尼能力均可达到 1×10^{-2} 以上, 具有优异的高温阻尼性能。图 7 显示出水淬试样同一频率 ($f = 1 \text{ Hz}$) 下内耗值随应变振幅 ε 变化的情况, 可见内耗值几乎不随应变振幅变化, 也即在 $\varepsilon = (5 \sim 40) \times 10^{-6}$ 测试范围内无振幅效应。图 8 反映了挤压态试样在不同频率的模量 (G) 变化情况。如图所示, 低温下, 模量不随频率变化, 超过 160°C 时, 模量随温度的增加大致表现为线性下降, 且这时频率越低, 模量损耗严重。

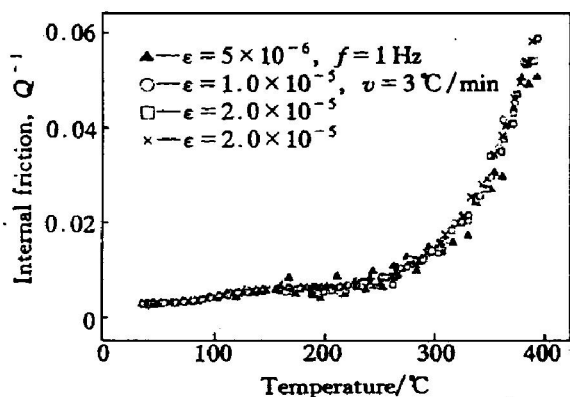


图 7 不同应变振幅下的内耗曲线图(水淬试样)

Fig. 7 Internal friction spectra at various strain amplitudes

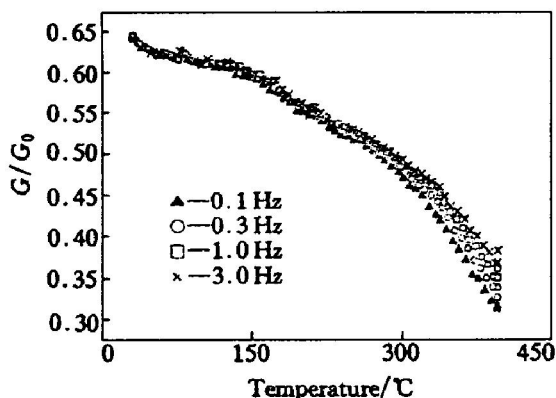


图 8 不同频率下的模量亏损曲线图(原样)

Fig. 8 Shear modulus at various frequencies

3 分析与讨论

3.1 阻尼机制分析

文献[7~9]指出: 热弹性阻尼与晶界阻尼在此合金中不会起主要作用。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, SiC 颗粒与 6061Al 基本结构牢固^[10], 当温度升

高到 100°C 以上时, 基体相对于陶瓷颗粒变软, 界面滑移就可能发生^[7]。因此, 6061Al/SiC_p MMC 的高温背景阻尼应归因于界面阻尼机制。

另一方面, SiC_p 的热膨胀系数 (CTE) 为 $5 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$, 6061Al 的 CTE 为 $25 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ ^[9], 在试样的制备或退火过程中, 由于 Al/SiC_p 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:

$$\varepsilon = \Delta\alpha + \Delta t \quad (1)$$

式中 Δt 为温度变化, $\Delta\alpha$ 为 6061Al 与 SiC_p 的 CTE 之差。在淬火冷却过程中, 由于错配应变, 尤其在靠近 Al/SiC_p 界面处将发生塑性形变, 产生高密度位错。SiC 周围典型的位错形貌如图 9 所示。根据位错的棱镜模型, 位错密度可由下式决定^[11]:

$$\rho = \frac{B\varepsilon\varphi}{bL(1-\varphi)} \quad (2)$$

式中 ε 是由方程 (1) 决定的错配应变, φ 是陶瓷增强相 SiC 的体积分, b 为柏格斯矢量, L 是增强相的最小尺寸, B 是几何常数。Vogelsang 等人通过原位 HVEM 观察了在 Al/SiC_p 界面处位错的产生及分布^[12]。这些位错, 在循环载荷作用下运动, 将可能成为一种高内耗源。因此, 在本研究的温度范围内, 位错阻尼将起主要作用。其产生机制可由 K-G-L 模型加以说明^[9]。即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、沉积相等) 周围形成位错环, 由此引起应力松弛和机械振动能的消耗。典型的析出相钉扎位错的情况示于图 10。



图 9 SiC 周围位错的典型形貌 (-195°C 淬火)

Fig. 9 Typical morphology of dislocations around SiC particulate (-195°C quenched sample)



图 10 析出相钉扎位错的典型形貌(- 70 °C 淬火)
Fig. 10 Typical morphology of dislocations pinned by precipitation (- 70 °C quenched sample)

3.2 各热处理态试样的阻尼特性

图 11, 12 所示为从整体和局部比较各热处理态试样在频率 $f = 1\text{ Hz}$ 条件下的内耗特性曲线。在小于 $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内, 阻尼能力几乎不受热处理的影响。在 $100\sim 270\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内, 不同热处理态材料的阻尼能力的大小次序为: 炉冷> 空冷> $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ 淬火> 原样(挤压态)> $-195\text{ }^{\circ}\text{C}$ 淬火> 水淬。超过 $270\text{ }^{\circ}\text{C}$, 各热处理态试样的阻尼性能又将趋于一致, 表 1 给出了部分实验数据。

参照图表可知, 总体上淬火冷却速度越低, 阻尼性能越好。这是因为在本测试的温度范围内, 内耗与应变振幅没有依存性关系, 故可根据上述的 K-G-L 模型, 推导出与振幅无关的内耗计算表达式为^[13]

$$\delta = \frac{\Delta \omega \tau}{1 + \omega^2 \tau^2} \quad (\omega \ll \omega_0) \tag{3}$$

$$\Delta = \frac{8Gb^2}{\pi^3 C} N^2 \tag{4}$$

$$\tau = Bl^2 / \pi^2 C \tag{5}$$

表 1 不同热处理态 6061Al/SiC_p MMC 的部分阻尼试验数据

Sample treatment	Q^{-1}					
	50 °C		150 °C		200 °C	
	1.0 Hz	3.0 Hz	1.0 Hz	3.0 Hz	1.0 Hz	3.0 Hz
Extrusion state	0.001 88	0.003 85	0.007 29	0.008 10	0.010 17	0.011 84
Cooling in furnace	0.002 36	0.004 19	0.018 63	0.017 12	0.027 62	0.028 21
Cooling in air	0.002 33	0.004 14	0.010 82	0.011 05	0.015 66	0.017 25
Water quenching	0.002 23	0.004 23	0.006 84	0.007 82	0.007 5	0.009 47
Quenching at - 70 °C	0.002 66	0.004 51	0.007 69	0.008 56	0.010 42	0.012 35
Quenching at - 195 °C	0.002 20	0.004 12	0.006 88	0.007 98	0.010 13	0.011 34

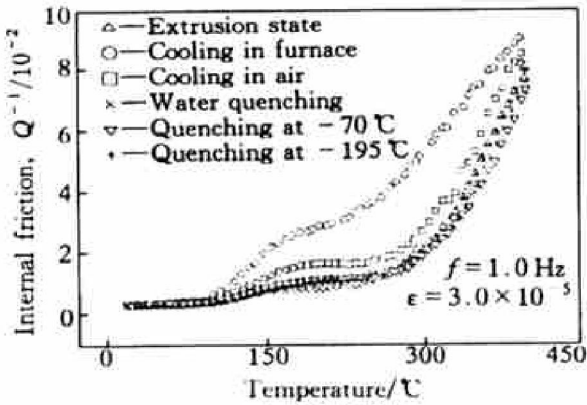


图 11 各热处理态试样内耗特性整体比较曲线($f = 1\text{ Hz}$)

Fig. 11 Comparison of whole internal friction spectra of different heat treatment samples at $f = 1\text{ Hz}$

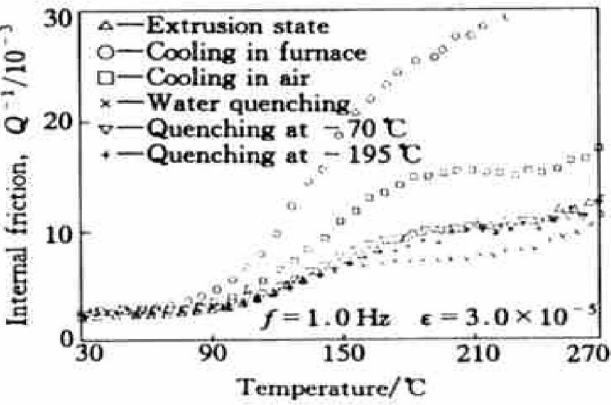


图 12 各热处理态试样内耗特性局部比较曲线

Fig. 12 Comparison of partial internal friction spectra of different heat treatment samples

式中 σ 代表与振幅无关部分的内耗, ω 为角频率, Δ 为弛豫强度, τ 为弛豫时间, G 为剪切模量, B 是阻尼系数, C 是位错线张力, Λ 是可动位错密度, l 是位错弦长, ω_0 为共振频率。

由式(3), (4)可知, 内耗正比于 N^2 。即可动位错密度和有效位错的长度将显著影响材料的阻尼性能。总体上, 冷却速度越快, 试样中产生的点缺陷浓度就会越高, 由于产生的空位或间隙原子可以钉扎

位错, 使有效位错长度降低, 从而使内耗值显著降低。

另外, 当采用较快的冷却速度时(如水淬、干冰冷和液氮冷), 这时由热错配引起的位错密度相对较高, 随着位错密度的增加, 阻尼性能又会有所改善。如实验中可明显观测到在 100~270℃ 范围内, 干冰冷和液氮冷试样的阻尼性能优于水淬试样。然而, 并不等于说冷却速度越大, 阻尼性能就会越好, 如实验中干冰冷试样的阻尼性能就优于液氮冷试样。这是因为过大的冷却速度淬火(如淬火介质选液氮)将导致位错密度过高, 位错缠结严重(如图 9 所示)。有效位错长度和可动位错数量降低, 并不会使材料阻尼达到最大的提高。也即, 适当的增加淬火冷却速度可获得比水淬更好的阻尼性能, 但阻尼性能的提高与淬火冷却速度的增加不存在线性关系。

阻尼性能还会随温度发生变化。随着温度增加, 点缺陷浓度降低, 有效位错长度增加, 另外, 尽管位错密度会降低, 但可动位错密度仍可能会增加, 所以内耗值将随着温度增加而显著提高。

4 结论

1) 各热处理态试样, 低温下模量不随频率发生变化, 超过 160℃ 时, 模量随温度的增加大致表现为线性下降, 且这时频率越低, 模量损耗越严重。在整个测量范围内无振幅效应。

2) 不同热处理态材料, 在常温下内耗值基本没有变化, 在高温下则显著不同。在 100~270℃ 范围内, 不同热处理态材料的阻尼能力的大小次序为炉冷 > 空冷 > -70℃ 淬火 > 原样(挤压态) > -195℃ 淬火 > 水淬。另外, 所有热处理态试样均具有优异的高温阻尼性能。

3) 总体上, 淬火冷却速度越低, 材料的阻尼性能越好。另外, 适当的选用比水淬更快的冷却介质可获得比水淬处理更好的阻尼性能, 但需注意这时阻尼能力的增加与冷却速度的增加不存在线性关系。

4) 在本研究的温度范围内, 位错阻尼机制和高温下的界面阻尼机制起主要作用。

[REFERENCES]

- [1] 陈振华, 张 豪, 刘秋林, 等. 多层喷射共沉积法制 6066 铝合金/SiC 颗粒复合材料[J]. 中国有色金属学报, 1996, 16(4): 83-86.
- [2] 孙 亦, 张 豪, 陈振华. 喷射沉积 6061Al/SiC_p 复合材料的组织与拉伸性能[J]. 中南工业大学学报, 1998, 29(5): 468-470.
- [3] SUN Yi, ZHANG Hao, CHEN Zhen-hua. Micro-structure and tensile properties of 6066Al/SiC_p composites produced by multilayer spray co-deposition [J]. J Cent South Univ Technol, 1998, 29(5): 468-470.
- [4] Gupta Manoj, Mohamed Farghalli, Lavernia Enrique. The effect of ceramic reinforcements during spray atomization and codeposition of metal matrix composites [J]. Metall Trans A, 1992, 23A(3): 831-843.
- [5] Perez R J, Zhang J, Gungor R J, et al. Damping behavior of 6061Al/Gr metal matrix composites [J]. Metall Trans A, 1993, 24A(3): 701-712.
- [6] 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.
- [7] 文亦汀, 朱震刚, 谢福康, 等. 多功能内耗仪[A]. 第二次全国固体内耗与超声衰减学术会议论文集[C]. 北京: 原子能出版社, 1989. 125-127.
- [8] WEN Yit-ing, ZHU Zhen-gang, XIE Fu-kang, et al. Multifunction internal friction measurement instrument [A]. Proceeding of the Second Conference on Solid Internal Friction and Ultrasonic Decay [C]. Beijing: Atomic Energy Press, 1989. 125-127.
- [9] WANG Can, ZHU Zhen-gang. Internal friction at medium temperature in an Al matrix composite reinforced by SiC particles [J]. Scripta Mater, 1998, 38(12): 1739-1745.
- [10] 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.
- [11] 张迎元, 乐永康, 高灵清. 喷射共沉积 SiC_p 增强 6061Al/SiC_p MMC 的阻尼特性及位错阻尼机制[J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(1): 91-96.
- [12] ZHANG Ying-yuan, LE Yong-kang, GAO Ling-qing. Damping characteristic and dislocation-induced damping mechanism of spray-atomized and codeposited 6061Al/SiC_p MMC [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(1): 91-96.
- [13] Flom Y, Arsenault R J. Interfacial bond strength in an aluminum alloy 6061-SiC composite [J]. Mater Sci

- Eng, 1986, 77: 191– 197.
- [11] Zhang J, Perez R J, Lavernia E J. Dislocation induced damping in metal matrix composites [J]. J Mater Sci, 1993, 28: 835– 846.
- [12] Vogelsang M, Arsenault R J, Fisher R M. An in situ HVEM study of dislocation generation at Al/SiC interfaces in metal matrix composites [J]. Metall Trans A, 1986(17A): 379– 389.
- [13] 冯 端. 金属物理学(第三卷金属力学性质)[M]. 北京: 科学出版社, 1999. 128– 130.
- FENG Duan. Metal Physics, Vol. 3(Mechanical Properties of the Metal) [M]. Beijing: Science Press, 1999. 128– 130.

Damping properties of 6061Al/ SiC_p MMC produced by spray atomization and deposition under different heat treatment systems

GU Jin-hai¹, ZHANG Qing-xiao², GU Min¹, WANG Xi-ke¹, WANG Can³

- (1. Research Center for Materials, Zhengzhou University (Northern district), Zhengzhou 450002, China;
2. College of Mechanical and Electronic Engineering, Zhengzhou University (Northern district),
Zhengzhou 450002, China;
3. Laboratory of Internal Friction and Defects in Solids, Institute of Solid State Physics,
Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China)

[Abstract] Influence of different heat treatments on the damping properties of the 6061Al/ SiC_p MMC fabricated by spray-atomization and deposition was studied. The results show that damping value changes slightly at low temperature but remarkably at elevated temperature. At 100~ 270 °C, the damping capacity rank from great to small as follows: sample cooled in furnace, sample cooled in the air, sample quenched at – 70 °C, sample without heat treatment, sample quenched at – 195 °C and sample quenched in water. In addition, the damping capacities of all the samples can be above 1×10^{-2} when temperature is above 180 °C. Within the range of measuring temperature and strain amplitude, the shear modulus decline monotonously as temperature rises, and damping values don't change with the strain amplitude at the same frequency.

[Key words] spray atomization and deposition; 6061Al/ SiC_p MMC; heat treatment; damping capacity

(编辑 吴家泉)