

喷射共沉积 SiC_p 增强 6061Al MMC 的阻尼特性 及位错阻尼机制^①

张迎元 乐永康 高灵清
(CSSC 第七二五研究所, 洛阳 471039)

摘要 采用喷射共沉积方法制备了 6061Al/SiC_p MMC, 并对其阻尼机制进行了研究。发现在试验测量范围内 Q^{-1} 对 f 和 t 敏感, 对 A_m 没有依从性, M 随 t 变化只表现为线性下降, 无明显软化现象, 且 6061Al/SiC_p MMC 的阻尼能力比 6061Al 至少高一个数量级。6061Al/SiC_p MMC 在试验测量温度范围内, 位错阻尼起主要作用。在低应变条件下, 随温度的升高, 由于热激活作用, 位错阻尼在不同的温度段表现出不同的作用机制, 可描述为: 位错弓出 → 溶质原子和气团协同位错运动 → 位错从溶质原子脱钉并拖曳气团运动 → 长位错摆脱气团在强钉扎下运动 → 位错脱钉。

关键词 位错 阻尼机制 MMC 喷射沉积

中图法分类号 TG146.2

采用 SiC_p 增强铝合金, 可获得高模量、高强度和高阻尼能力金属基复合材料(MMC)。Zhang^[1, 2], Perez^[3] 和 Lavernia^[4] 研究了采用喷射沉积制备的 SiC_p 增强 6061Al MMC, 测量了所制备的 MMC 在频率为 0.1, 1.0, 10.0 和 30.0 Hz, 温度为 30~250 °C 的阻尼变化; 并分析了 Al/SiC_p MMC 的阻尼机制。在低的试验温度(低于 200 °C) 时与位错阻尼和界面阻尼有关。而 Vogelsang 等人通过 In Situ HVEM 观察了在 Al/SiC_p 界面位错的产生及分布^[5]。

本文研究了采用喷射共沉积制备的 SiC_p/6061Al MMC 的阻尼性能, 发现在 70 °C 附近的位错阻尼内耗峰。采用透射电镜及能谱仪分析了材料的显微组织和结构, 探讨了 SiC_p 对材料阻尼的影响, 以及位错阻尼机理。

1 实验

1.1 试样的制备

采用喷射共沉积方法, 制备了 $d 180 \text{ mm} \times 220 \text{ mm}$ 的 SiC_p/6061Al MMC 锭坯。锭坯经 400 °C 热挤压, 制成 $d 18 \text{ mm}$ 棒材, 而后经 T₆ 热处理(530 °C 保温 1 h, 淬火; 175 °C, 时效 8 h)。在热处理后的棒材中分别取阻尼试样(1 mm × 3 mm × 70 mm), 金相试样和透射电镜试样。

1.2 金相显微组织

金相分析结果表明: 6061Al 基体晶粒度为 20~30 μm, SiC_p 的粒度在 10~25 μm 左右, SiC 颗粒的体积含量 φ_f 约为 0.13, 如图 1 所示。

1.3 透射电镜及能谱分析

采用 Philips-CM 200 透射电镜及 DX-4 能谱仪进行显微组织结构及微区成分能谱分析。TEM 试样经化学减薄穿孔制取, 发现试样中绝大多数 SiC_p 脱落, 形成孔洞; 只有极个别较小的 SiC_p 遗留在孔洞旁边。在 SiC_p 脱落的孔洞周围的基体中发现了高密度位错, 呈放射状

① 中国科学院内耗与固体缺陷开放实验室基金资助项目
张迎元, 男, 36 岁, 高级工程师

收稿日期: 1997-12-29; 修回日期: 1998-05-13

弓出形态,如图2所示,是位错发生源。这与Vogelsang等^[5]在SiC_p增强6061Al中所发现的一致。典型的位错形态如图3所示,为弓弦状并交织在一起的位错网,在位错网结上有纳米级的沉淀物,这些纳米沉淀物均匀而弥散地分布在基体中。此外,经过位错线上及其附近基体的微区成分能谱分析比较,发现含有高浓度的间隙原子C和溶质原子Cu,如图4所示。

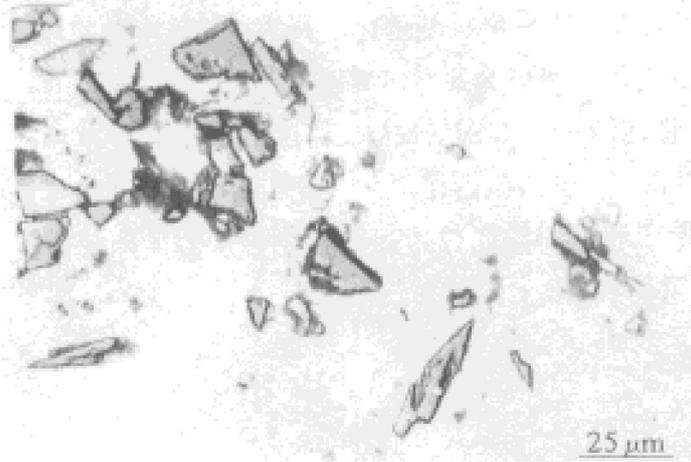


图1 6061Al/SiC_p MMC中的SiC_p分布形貌
Fig.1 Distribution morphology of SiC_p of 6061Al/SiC_p MMC

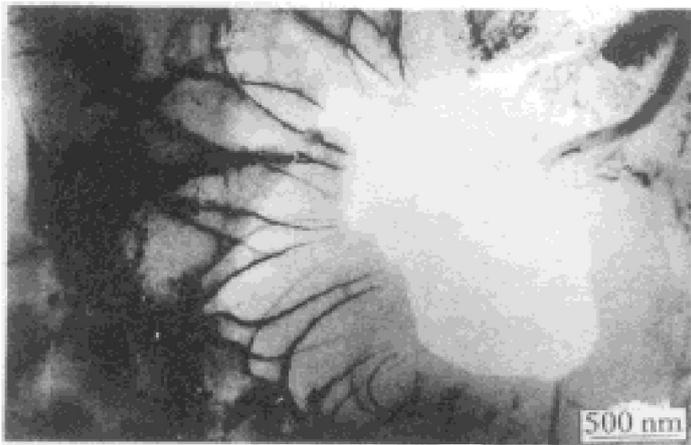


图2 放射状弓出形态位错发生源
Fig.2 Generation source of dislocations in shape of radiation

1.4 阻尼试验

在0.2, 1.0, 4.0 Hz及-50~150℃对6061Al/SiC_p材料进行了阻尼性能测试,绘出相应的 $Q^{-1}-f-t$ 特性谱线,如图5,同时绘出了对应的相对模量变化曲线,图中还对应显

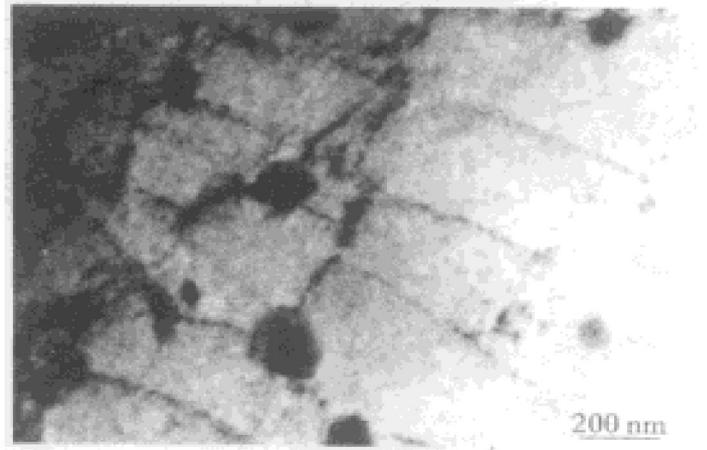


图3 6061/SiC_p MMC中典型的位错形态
Fig.3 Typical morphology of dislocations of 6061/SiC_p MMC

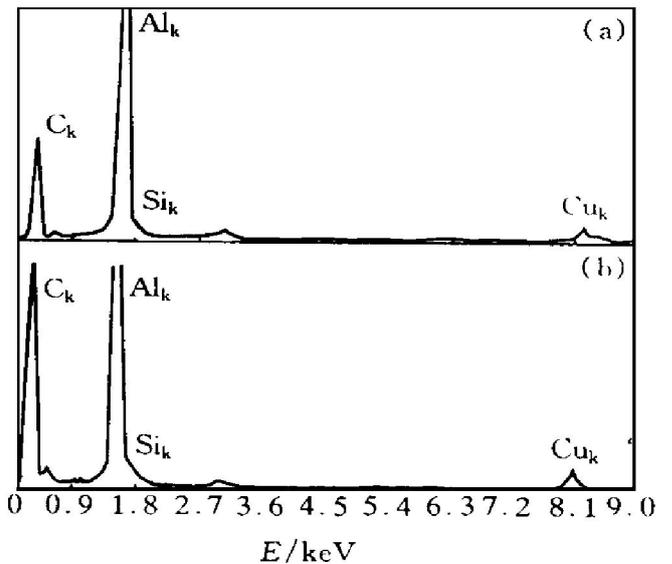


图4 位错线上和基体的微区能谱分析谱
Fig.4 EPA spectra in dislocation line and in matrix around dislocations
(a) —Matrix; (b) —Dislocation

示出了同一条件下测出的对比材料6061Al的阻尼性能。测试了6061Al/SiC_p MMC在0.1~10.0 Hz,阻尼随频率的变化,如图6所示。测试了6061Al/SiC_p材料在应变振幅 A_m 为 $(5\sim 50) \times 10^{-6}$ 范围的阻尼性能,如图7所示。

2 分析与讨论

2.1 6061Al/SiC_p MMC的阻尼特性

从图5可以看出,在试验温度范围内,

MMC 的阻尼性能对温度呈指数关系: 在室温以下, 阻尼基本不随温度变化; 室温到 70 °C 左右时, 阻尼随温度增高而明显增大; 在 70~120 °C, 阻尼随温度又基本维持不变; 超过 120 °C 时, 阻尼又随温度的升高开始上升。70 °C 附近有一明显的内耗峰。而模量在整个测量温度范围内, 随温度上升只呈线性下降, 没有明显软化现象。图 6 显示, 在 1.0 Hz 以上, 阻尼随频率增大而明显升高。图 7 显示出阻尼随应变振幅 A_m 变化的情况, 在 $A_m = (5 \sim 50) \times 10^{-6}$ 测试范围内无振幅效应。图 5 中同时给出

了 6061Al 在 35~150 °C 测量的阻尼性能, 从中可见: 6061Al/SiC_p MMC 的阻尼性能比 6061Al 高出一个数量级。表 1 给出了部分试验数据。

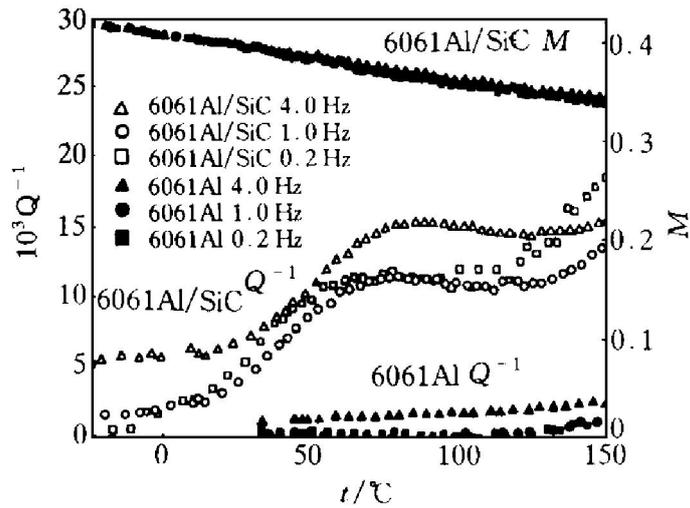


图 5 6061Al/SiC_p MMC 的 $Q^{-1}-f-t$ 特性谱线
Fig. 5 Characteristic curves of $Q^{-1}-f-t$ of 6061Al/SiC_p MMC

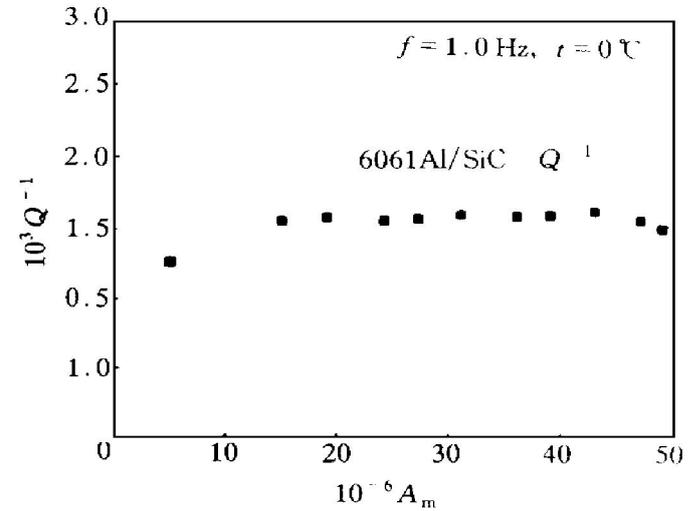


图 7 6061Al/SiC_p MMC $Q^{-1}-A_m$ 曲线
Fig. 7 Curve of $Q^{-1}-A_m$ of 6061Al/SiC_p MMC

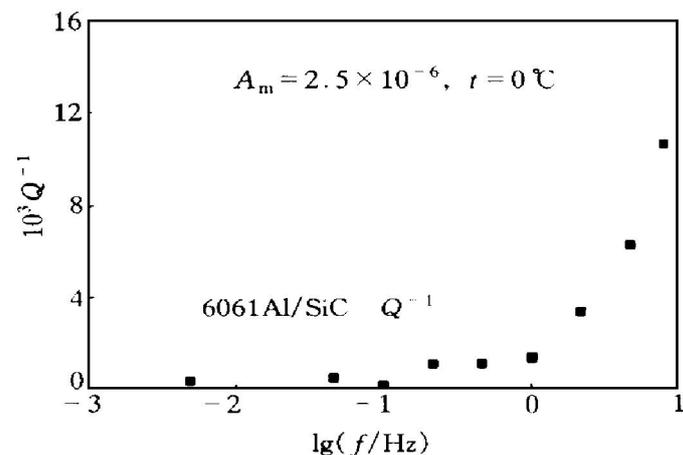


图 6 6061Al/SiC_p MMC 的 $Q^{-1}-f$ 关系
Fig. 6 Relationship of $Q^{-1}-f$ of 6061Al/SiC_p MMC

2.2 SiC_p 对 6061Al/SiC_p MMC 阻尼的影响

晶体材料中的阻尼, 表现为材料在外加循环载荷作用下, 材料内部缺陷运动对振动能量的消耗^[6]。点缺陷阻尼被认为是在外加应力作用下环绕点缺陷的弹性畸变区域的能量消耗所致。点缺陷阻尼比其它类型的缺陷阻尼明显小得多^[7], 因而可不予考虑。位错对阻尼的贡献被认为是由振动的位错线运动及其与钉扎点交互作用所致^[8, 9], 本文给予重点讨论。晶界阻尼是由其粘滞性滑移所致, 这种滑移与晶界上局部无序化及有较大流动性有关^[10]。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。晶界和界面滑移在较高温度下发生^[1-5, 11, 12]。本文试验温度为 -50~150 °C, 故不作详述。微孔的阻尼是由于在微孔的周围产生的应力集中和振荡模式的转换所致^[13]; 至于微裂纹的内耗则与疲劳过程有关^[14]。在喷射沉积的 MMC 锭坯中的微孔经挤压后闭合, 这在 Zhang 等人的工作^[1-4]和本文的研究中均得到证实, 因此也不再详述。

表 1 6061Al/SiC_p MMC 和 6061Al 的部分阻尼试验数据(Q^{-1})

Table 1 Partial damping test data of 6061Al/SiC_p MMC and 6061Al (Q^{-1})

Materials	35 °C		50 °C		100 °C	
	4.0Hz	1.0Hz	4.0Hz	1.0Hz	4.0Hz	1.0Hz
6061Al/SiC	0.0078	0.0058	0.0115	0.0085	0.0149	0.0110
6061Al	0.0012	0.0004	0.0014	0.0004	0.0019	0.0020

2.2.1 SiC_p 的固有阻尼对 6061Al/SiC_p MMC 的影响

复合材料的综合阻尼能力与材料中每个组分的阻尼性能有直接关系。复合材料为各组分的混合物，其综合的阻尼性能(η_c)应该正比于 SiC_p 增强剂和 6061Al 基体各自的阻尼能力(η_p 和 η_m)与它们各自的体积分数(φ_p 和 $1-\varphi_p$)的乘积，其关系式如下：

$$\eta_c = \eta_p \varphi_p + \eta_m \cdot (1 - \varphi_p) \quad (1)$$

SiC 损失系数在 0.0010~0.0050，且 SiC 块体材料的阻尼性能与温度无关，取其平均值 $\eta_p = 0.0030$ ^[15]。从表 1 中取 6061Al 在常温 35 °C，1.0Hz 时的值 $\eta_m = 0.0004$ ，代入式(1)可预测出 6061Al/SiC_p MMC 的 $\eta_c = 0.0007$ 。这个预测值低于表 1 所列出的 6061Al/SiC_p MMC 的阻尼试验值，因此认为有其它的机制对该 MMC 的综合阻尼能力起作用。

2.2.2 热错配诱生的位错与位错阻尼

SiC_p 对 MMC 综合阻尼的贡献与金属基体中位错密度的增加有关系。在 MMC 中 SiC_p 的 CTE 为 $5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ，6061Al 的 CTE 为 $25 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ 。在 MMC 制备过程中，由于 Al/SiC_p 界面的热收缩不一致而产生错配应变，热错配造成的应变可用下式计算。

$$\varepsilon = \Delta\alpha \cdot \Delta t \quad (2)$$

式中 $\Delta t = (530 \sim 25) \text{ } ^\circ\text{C}$ ，为淬火温度与室温之差； $\Delta\alpha = (25 \sim 5) \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ，为 6061Al 与 SiC_p 的 CTE 之差。将 Δt 和 $\Delta\alpha$ 值代入式(2)，可计算出本研究的 MMC 中的错配应变 $\varepsilon = 1.01\%$ 。这样的错配应变在 6061Al 基体中产生近 700 MPa 的应力，远远超过 6061Al 的屈

服强度 270 MPa。因此，在淬火冷却过程中，Al/SiC_p 的界面将发生塑性形变，产生位错。图 2 是 TEM 下观察到的位错发生源，其形态为在 SiC_p 脱落的孔洞周围呈放射状弓出。这一结果与 Vogelsang 的观察^[5]完全一致，并且 Vogelsang 同时证实了在 6061Al/SiC_p MMC 中的位错密度比 6061Al 高 1~2 个数量级。作者在 SiC_p 的周围同样观察到高密度的位错，典型的如图 3 所示，为相互交错的弓弦状位错，且在位错交叉点上大多沉淀有纳米级的析出物。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。位错产生的阻尼，最初由 Koehler 提出^[16]，而后由 Granoto 和 Lucke 发展，故称为 K-G-L 理论，通常称为 G-L 理论^[8]。在 G-L 模型中，把位错看作是由钉扎点弓出的弹性弦，这些钉扎由杂质钉扎原子、沉淀物或相向面的位错缠结产生。当外加应力振幅增加时，被钉扎的位错可从某些弱钉扎点位置脱出，并且在更高的振幅作用下，进一步向前运动。在低频范围($k \text{ Hz}$ 以下)，阻尼 Q^{-1} 可由下式表征：

$$Q^{-1} = Q_a^{-1} + Q_f^{-1} \quad (3)$$

式中

$$Q_a^{-1} = C_1 \frac{\rho^2}{\varepsilon_0} \exp(-\frac{C_2}{\varepsilon_0}) \quad (4)$$

$$Q_f^{-1} = C_3 \rho^2 / b^2 \quad (5)$$

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 、 f 分别是振动应变振幅和频率。显然，位错阻尼与位错密度成正比，并与应变振幅和振动频率有关。这种关系在几种 MMC 体系得到证实^[17, 18]。Hartman 作出了 6061Al/SiC_p MMC ($\varphi_f = 0.05\%$) 的应变振幅与阻尼关系曲线，指出了内耗与应变振幅的特性曲线是位错诱生阻尼的特征之一，可用之推断是否存在位错阻尼^[18]。注意，在低的应变振幅下 MMC 阻尼主要由频率指数关系部分 Q_f^{-1} 产生，而当超过一临界应变振幅时应变的振幅指数关系部分 Q_a^{-1} 变得重要。临界应变振幅的发现对应于钉扎位错线的脱钉^[8]。值得提出的是，G-L 模型中，位错与钉扎点的

交互作用建立在钉扎点不动的基础上。实际上由于热激活的原因, 钉扎原子是可动的, 能与位错协同运动。钉扎原子可跟随位错运动发生横向扩散或沿位错管道纵向扩散, Winker-Gniewek 等人^[19]对此做了综合处理。实验表明原子的体扩散在低温下不出现, 但位错附近的原子还是可动的, 基于这种情况, 位错可能拥有较多的溶质原子钉扎而只扫过一小的范围; 在高温下, 位错还可吸引远处溶质原子, 施加一较低的周期应力, 溶质原子可以沿位错方向及垂直于位错方向与位错一起运动。这种情况类似于位错拖曳气团运动。Ogurtani^[20]针对 G-L 模型中脱钉内耗偏低, 忽略了内耗对频率的依赖性, 借助计算机模拟处理了均匀分布点缺陷气氛中位错弦拖曳和位错从无规则分布钉扎点雪崩式脱钉的问题。预测在低温端和高温端均会出现峰, 低温端的峰与频率有关, 与应力无关, 由拖曳引起, 而高温端的峰与应力有关, 对频率不敏感, 由脱钉引起。本文测量了阻尼随温度和频率的变化, 如图 5, 与其结果极为接近。

2.3 6061Al/SiC_p MMC 中位错阻尼机制的讨论

本研究的 6061Al/SiC_p MMC 的阻尼特性如图 5 及 6 所示, 与频率 f 呈指数关系, 且在本试验条件下与应变振幅 A_m 无关, 这与文献 [18] 中低应变部分 Q_f^{-1} 一致。从式 (5) 可以看出, $Q_f^{-1} \propto f^2$, 故当 $f < 1$ 时, $f^2 \ll 1$, Q_f^{-1} 变化不大; 当 $f > 1$ 时, $f^2 \gg 1$, Q_f^{-1} 随 f 变化显著增加。图 6 中 Q^{-1} 随 f 的变化符合式 (5)。本研究中, 在低应变条件下, 阻尼随温度的变化, 如图 5 所示, Q^{-1} 从室温附近开始迅速攀升, 在 70 °C 左右达到峰值。温度继续升高, 阻尼不再增加, 直到 120 °C 左右, 阻尼再次升高。在整个升温过程中, 模量变化只线性下降, 而无明显软化现象, 故认为位错阻尼在起主要作用。显然由于温度升高而引起热激活作用, 位错阻尼在不同的温度段表现出不同的作用机制。若把图 5 进行分段标识, 如图 8。在图 8 中 $a \sim b$ 段低温上, 认为热激活几乎被冻结, 同

时图 4 中位错线上及其附近微区能谱分析说明有高浓度间隙原子 C 和浓度高于基体的溶质原子 Cu。位错在循环应力作用下, 由溶质原子钉扎, 只能作小范围的弓出, 与 G-L 模型^[18]对应; 随着温度的增加, 在达到某一特征温度时, 如图 8 中的 b 点温度, 位错将拖曳溶质原子及间隙原子气团运动, 且随温度升高, 对应于图 8 中的 $b \sim c$ 段, 溶质原子的钉扎相继脱钉, 位错继续拖曳气团运动, 阻尼相应升高并达到一峰值; 温度继续升高, 对应于图 8 中的 $c \sim d$ 段, 位错运动的速度加快, 摆脱气团束缚, 成为在强钉扎点(纳米沉淀相)钉扎下的较为自由的长位错, 位错运动所消耗的能量不再增加, 而随着温度增加, 位错运动能量增加, 阻尼稍趋降低; 超过 d 点, 位错可能从强钉扎点脱钉, 并伴随界面阻尼的发生, 阻尼再次上升。所以认为, 在本研究的温度范围, 位错阻尼起主要作用, 位错运动随温度的变化过程可描述为:

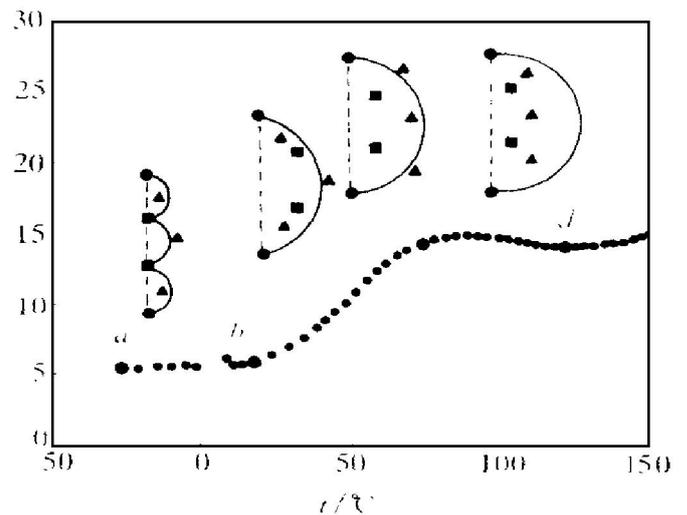


图 8 6061Al/SiC_p MMC 位错阻尼机制示意图

Fig. 8 Diagram of dislocation-induced damping mechanism of 6061Al/SiC_p MMC

● —Powerful pinning point; ■ —Solution atom;
▲ —Interstitial atom atmosphere

钉扎下的位错弓出 → 溶质原子和气团协同位错运动 → 位错从溶质原子脱钉并拖曳气团运动 → 长位错摆脱气团并在强钉扎下运动 → 位错脱钉。

REFERENCES

- 1 Zhang J *et al.* J Mater Sci, 1993, 28: 835.
- 2 Zhang J *et al.* Acta Metall Mater, 1994, 42(2): 395.
- 3 Perez R J *et al.* Metall Trans A, 1993, 24A(3): 701.
- 4 Lavernia E J *et al.* Metall Mater Trans A, 1995, (26A): 2803.
- 5 Vogelsang Mary *et al.* Metall Trans A, 1986, (17A): 329.
- 6 Nowick A S and Berry B S. An Elastic Relaxation in Crystalline. New York and London: Academic Press, 1972.
- 7 Berry B S and Nowick A S. Net Advis Comm for Aeronautics Teck, Note, 1958: 4225.
- 8 Granato A and Lucke K. J Appl Phys, 1956, (27): 583.
- 9 Ogurtan T O and Seeger A. J de Physique, 1983, (44): C9: 619.
- 10 Ke T S. Phys Rev, 1947, (71): 533.
- 11 Sun Dongli *et al.* Trans Nonferrous Met Soc China, 1997, 7(3): 118.
- 12 Luo Binghui(罗兵辉), Zhang Yingyan(张迎元) *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1996, 6(3): 131.
- 13 Zhang J *et al.* J Mater Sci, 1993, (28): 1515.
- 15 Nishiyama K *et al.* J Mater Sci Lett, 1990, (9): 526.
- 16 Koehler J S. In: Shoekley W and Wiley eds. Imperfections on Nearly Perfect Crystals. New York, 1952: 197.
- 17 Prawal S *et al.* Damping Characteristics of Metal Matrix Composites, AD-A213712, May, 1989.
- 18 Hartman J T *et al.* J Metals, 1986, 4(38): 33.
- 19 Winkler-Gniewek W. Thesis, Auchen, 1973.
- 20 Ogurtani T O. Phys Rev B, 1980, (21): 4373.

DAMPING CHARACTERISTIC AND DISLOCATION-INDUCED DAMPING MECHANISM OF SPRAY-ATOMIZED AND CODEPOSITED 6061Al/SiC_p MMC

Zhang Yingyuan, Le Yongkang and Gao Lingqing

Luo Yang Ship Materials Research Institute, Luoyang 471039, P. R. China

ABSTRACT In order to obtain a high damping capacity aluminum matrix composites, 6061Al/SiC_p MMC was fabricated by spray-atomization and codeposition, and the damping mechanism of the material was studied. The results show that the damping capacity Q^{-1} is sensitive to f and t , but is not related with A_m ; and M decreases linearly with increasing t and is not obviously soft during the experimental testing range. The damping capacity of 6061Al/SiC_p MMC is ten times higher than that of 6061Al. The dislocation-induced damping is the main mechanism of 6061Al/SiC_p MMC. Under low strain with increasing temperature, for thermal activation the dislocation-induced damping shows various effecting mechanism, which can be described as follows: pinned dislocation line bowes out → the motion of dislocation line is followed by the solution atoms and interstitial atom atmosphere → the motion of dislocation line breaks out from the solution atoms and drags the atmosphere → the motion of long dislocation breaks from the atmosphere and is pinned by some powerful pinning points → the pinned dislocation line breaks away.

Key words dislocation damping mechanism MMC spray-deposition

(编辑 黄劲松)