

文章编号: 1000-6893(2004)01-0006-05

# 快速凝固/粉末冶金工艺 Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si 基 复合阻尼材料阻尼性能与机制

余黎明<sup>1</sup>, 姚俊臣<sup>2</sup>, 马岳<sup>1</sup>, 徐惠彬<sup>1</sup>

(1. 北京航空航天大学 材料学院, 北京 100083)

(2. 中国航空工业第一集团 科技部, 北京 100009)

## Damping Property and Mechanism of Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si Matrix Composite Damping Materials by Rapidly Solidified/ Powder Metallurgy Process

YU Liming<sup>1</sup>, YAO Junchen<sup>2</sup>, MA Yue<sup>1</sup>, XU Huibin<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083, China)

(2. Department of Science and Technology, China Aviation Industry Corporation I(AVIC I), Beijing 100009, China)

**摘要:** 通过对材料动态力学性能进行测试,研究了采用快速凝固/粉末冶金工艺制备的 Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si 基复合阻尼材料 Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Zn<sub>2</sub>Al 和 Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Al/Zn<sub>2</sub>Al 的阻尼性能,并对其阻尼机制进行了讨论。结果表明:在 20~250 e 的温度范围内,两种材料的阻尼性能(Q<sup>-1</sup>)处于(0.5~3.1)@10<sup>-2</sup>之间,复合有较多 Zn<sub>2</sub>Al 且挤压比较大的 Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Zn<sub>2</sub>Al 的阻尼性能要优于 Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Al/Zn<sub>2</sub>Al。低温时由大挤压变形引入的高密度位错阻尼在材料内耗机制中占据主导地位,而在高温区界面阻尼的影响逐渐增加,同时由于热激活作用,位错阻尼随着温度的升高表现出不同的作用机制,二者共同决定着材料的内耗特性。

**关键词:** 快速凝固/粉末冶金;金属基复合阻尼材料;阻尼性能;阻尼机制;界面阻尼;位错阻尼

**中图分类号:** TG135+17; V257 **文献标识码:** A

**Abstract:** The damping property of Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si matrix composite damping materials Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Zn<sub>2</sub>Al and Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Al/Zn<sub>2</sub>Al prepared by rapidly solidified/powder metallurgy(RS/PM) process is studied by means of measure of dynamic mechanical property, and the damping mechanism of the materials is discussed. The results show that the damping capacity(Q<sup>-1</sup>) of two materials is (0.5~3.1)@10<sup>-2</sup> in the temperature range of 20~250 e. The damping property of Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Zn<sub>2</sub>Al having more Zn<sub>2</sub>Al and a higher ratio of extrusion is superior to Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Al/Zn<sub>2</sub>Al s. At low temperature, the main internal friction mechanism is dislocation damping which was induced by large extrusion deformation, while in the high temperature region, the influence of interface damping increases gradually. For thermal activation, the dislocation damping shows various mechanism with the increase of temperature, and the materials internal friction mechanism is determined by the two factors in common.

**Key words:** rapidly solidified/powder metallurgy; metal matrix composite damping materials; damping property; damping mechanism; interface damping; dislocation damping

采用高阻尼的结构材料是实现振动控制和噪音抑制的最有效的手段之一,但在多数情况下材料的强度和阻尼性能是相互矛盾的。目前航空航天上常用的金属材料,由于过多地考虑了强度因素,其阻尼性能 Q<sup>-1</sup> 往往小于或仅处于 10<sup>-3</sup> 数量级<sup>[1]</sup>。因而近年来各国都投入大量人力和财力开展了航空用高强度高阻尼轻合金的研究<sup>[2]</sup>。采用各种增强手段的金属基复合阻尼材料(MMC)是现阶段很有发展前景的材料<sup>[3]</sup>,它以强度和阻尼两方面的补偿来同时赋予材料优良的力学性能和阻尼性能。基于这一思想,采用快速凝

固/粉末冶金(RS/PM)工艺研制低密度高阻尼金属/金属基复合材料,其目标是研制出集结构和功能于一体的新型低密阻尼金属材料,用于航空领域需要减振的场合。迄今已成功研制出 Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Al<sup>[4,5]</sup>, Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Zn<sub>2</sub>Al<sup>[5,6]</sup>, Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Al/Zn<sub>2</sub>Al<sup>[7]</sup> 等一系列低密高阻尼金属/金属基复合材料。本文通过对 Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Zn<sub>2</sub>Al, Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si/Al/Zn<sub>2</sub>Al 两种材料阻尼性能的测试,对这类材料的阻尼性能和阻尼机制进行了讨论。

### 1 试验方法

试验用两种挤压态材料基体均为 Al<sub>2</sub>F<sub>e</sub>M<sub>o</sub>Si-11.4M<sub>o</sub>21.14Si(质量百分数, FMS0714)高温铝合金

粉末。在 FMS0714 合金粉中混合一定量的 Al 粉和 Zn230% Al 粉, 筛分并选取粒径约为 40~70 μm 的混合粉末, 经包套和除气, 最后将其挤压成棒材(表 1)。

表 1 两种材料的成分和挤压工艺<sup>[6,7]</sup>

Table 1 Composition and extrusion processing of two kinds of materials

编号	成分	挤压比	挤压温度/°C
1#	AlFe <sub>2</sub> Mn <sub>2</sub> Si/15% Zn <sub>2</sub> Al	17.4B1	400~480
2#	AlFe <sub>2</sub> Mn <sub>2</sub> Si/5% Zn <sub>2</sub> Al/4% Al	8.56B1	400~480

材料阻尼性能由动态力学热分析仪(DMTA, MK IV 型)采用三点弯曲法测试。试样阻尼性能由  $Q^{-1}$  表征。

材料组织形貌在扫描电镜(JSM25800 型)上观察, 并借助能谱仪进行微区成分分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 组织形貌

两种试样在扫描电镜下观察的组织形貌基本相似。图 1 为 1# 试样的组织形貌 SEM 照片。能谱线分析(图 1 中直线为线分析区域)表明照片中亮区主要成分为 Al, Fe, Mo, Si; 暗区主要含有 Zn, Al 以及少量 Fe, 因而断定照片中白色球状组织即为基体 Al<sub>2</sub>Fe<sub>2</sub>Mn<sub>2</sub>Si(FMS0714) 颗粒(文献[4]表明 FMS0714 主要强化相为弥散分布的 Al<sub>12</sub>(Fe, Mo)<sub>3</sub>Si 球状颗粒, 粒径约为 50nm); 黑色区域为 Zn<sub>2</sub>Al。挤压后 Zn<sub>2</sub>Al 粉末颗粒发生严重变形, 且都嵌入基体 FMS0714 合金粉末颗粒之间的间隙中, 这可能是由于高温挤压时 Zn<sub>2</sub>Al 颗粒强度很低所致。此外可观察到 Zn<sub>2</sub>Al 与 FMS0714 合金颗粒的界面清晰、完整。文献[4, 5]报道在界面处观察到有大量位错的存在。

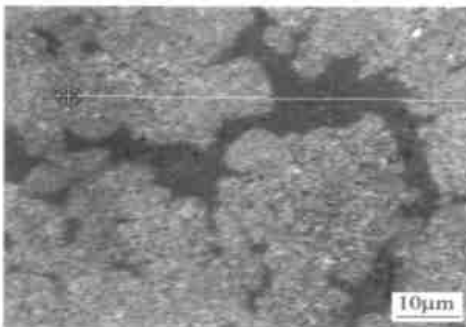


图 1 1# 试样组织 SEM 像

Fig 1 SEM micrograph of 1# sample

### 2.1.2 阻尼性能

图 2 为 1#, 2# 两试样动态力学性能温度谱的对比曲线。在 20~250 e 的测试温度范围内, 试样  $Q^{-1}$  值约处于 (0.15~3.11) × 10<sup>-2</sup> 之间, 这已接近或超过高阻尼合金 ( $Q^{-1} > 0.101$ <sup>[11]</sup>) 的水平。随着测试温度的升高, 试样阻尼性能均有明显上升。复合有较多 Zn<sub>2</sub>Al 粉末且挤压比较大的 1# 试样阻尼性能要明显优于 2# 试样。此外, 在 1# 试样的温度谱上还可观察到有 2 个台阶出现, 分别出现在 20~80 e 和 160~230 e 之间。相对 1# 试样, 2# 试样的  $Q^{-1}$  值随测试温度升高有着较连续的上升速率。

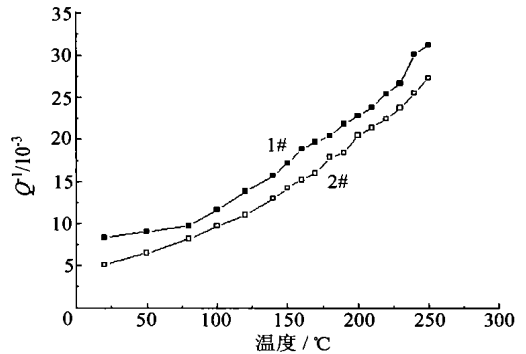


图 2 2 种试样阻尼性能温度谱

Fig 2  $Q^{-1}$  vs temperature spectrogram of two samples

### 2.1.3 阻尼机制

金属基复合阻尼材料的研制思路主要是借助材料界面阻尼、位错阻尼或其他内禀阻尼机制, 以及高强度增强相的增强作用, 以强度和阻尼两方面的补偿来赋予材料优异的综合性能。

#### (1) 界面阻尼对材料阻尼性能的影响

界面阻尼是由于在界面上不连续的显微结构的可动性及界面滑移所致。随着温度的升高, 界面原子扩散速率增大, 同时也使界面的可动性提高, 故内耗值连续上升。图 2 所示 2 种试样的内耗值均随着测试温度单调上升, 这表明在 FMS0714 系列阻尼材料的阻尼机制中, 合金内部界面上的非弹性弛豫内耗的影响随温度的升高逐渐增强。

由试样成分可知, 2 种试样中, 主要存在 Al<sub>12</sub>(Fe, Mo)<sub>3</sub>Si/Al 相界、Al 晶界和基体合金 FMS0714 晶界以及粉末颗粒界面等; 另外两种材料中均含有 Zn<sub>2</sub>Al 合金颗粒, Zn<sub>2</sub>Al 本身即为一种复相型高阻尼合金, 其高阻尼性主要来自晶界阻尼和富 Zn 的 A 相和富 Al 的 B 相粒子之

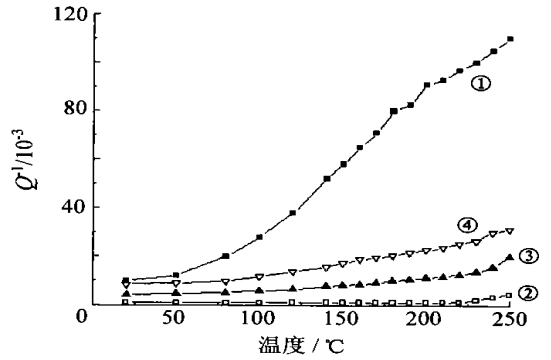
间的相界阻尼<sup>[8]</sup>,这正是 FMS0714 系列复合阻尼材料阻尼性能的主要来源之一<sup>[5,6]</sup>。因此在这 2 种合金中,复合 Zn<sub>2</sub>Al 合金高达 15% (质量百分数)的 1<sup>#</sup> 试样要明显优于仅复合 Zn<sub>2</sub>Al 合金 5% 的 2<sup>#</sup> 试样。需要说明的是,1<sup>#</sup> 试样高阻尼性的获得是以牺牲其部分强度为代价的,文献[5]表明,在 Al<sub>2</sub>F<sub>2</sub>Mo<sub>2</sub>Si/Zn<sub>2</sub>Al 材料中,当 Zn<sub>2</sub>Al 复合量达到 10% 时,材料室温时的拉伸强度、屈服强度会分别由基体合金的 585MPa、544MPa 下降到 544MPa、451MPa,下降幅度分别为 14% 和 17%。

另外从图 2 中可观察到大约在 100 e 以后,两试样的内耗值上升幅度变得更为明显(尤其是 1<sup>#</sup> 试样),这可能与这个温度状态下的晶界弛豫内耗有关。晶界弛豫理论<sup>[9]</sup>认为,具有粘滞性的晶界内耗决定于晶界滑动的距离与滑动阻力二者的乘积;在一个中等的临界温度 T 范围内,当滑动距离和滑动阻力都不太小时,晶界内耗达到其极大值,这个临界温度范围一般在 T = 0.14T<sub>m</sub> 左右(T<sub>m</sub> 为材料熔点)。试样基体合金 Al<sub>2</sub>F<sub>2</sub>Mo<sub>2</sub>Si 和复合相 Al 熔点较高,在本试验所测试温度范围内,其晶界弛豫内耗不会明显表现出来;而另一复合相 Zn<sub>2</sub>30%Al 熔点为 440 e<sup>[5]</sup>,因而其晶界内耗峰应该出现在 176 e 附近,这正是图 2 所示 1<sup>#</sup> 试样内耗温度谱中上升速率明显增加的温度范围。晶界内耗迄今尚无一个满意的定量理论。本文基于 Wolfenden 的材料阻尼性能混合律<sup>[10]</sup> (Rule of Mixture)对 1<sup>#</sup> 试样中晶界内耗进行了近似的计算(如图 3 所示)。

$$Q^{-1} = \sum E_i Q_i^{-1} V_i \quad (1)$$

式中:Q<sup>-1</sup>为复合材料阻尼性能;Q<sub>i</sub><sup>-1</sup>为组分的阻尼能力;V<sub>i</sub>为组分体积分数(V<sub>i</sub>可由材料中各组分的质量比和密度计算出,1<sup>#</sup>试样中 V<sub>Zn<sub>2</sub>Al</sub>为 0.11, V<sub>FMS0714</sub>为 0.19)。图 3 中给出了 1<sup>#</sup> 试样中组分 Zn<sub>2</sub>Al 晶界内耗温度谱<sup>[11]</sup>(曲线 1<sup>°</sup>)(扭摆,1Hz)和基体合金 Al<sub>2</sub>F<sub>2</sub>Mo<sub>2</sub>Si 的内耗温度谱<sup>[4]</sup>(曲线 1<sup>°</sup>)(DMA, 28Hz),图中计算值所对应的曲线 1<sup>»</sup>即为基于 Wolfenden 混合律计算出的 1<sup>#</sup> 试样晶界内耗的温度效应曲线。

从图 3 给出的 1<sup>#</sup> 试样的晶界内耗计算值(曲线 1<sup>»</sup>)与阻尼性能实测值(曲线 1<sup>¼</sup>)的对比可以看出二者的趋势基本相似,均在 100 e 左右以后时内耗值上升幅度变得更为明显。这反映出随着温度的升高,晶界及其它界面内耗对材料总体阻尼



1<sup>°</sup> Zn<sub>2</sub>Al 晶界内耗温度曲线; 1<sup>°</sup> Al<sub>2</sub>F<sub>2</sub>Mo<sub>2</sub>Si 内耗温度曲线; 1<sup>»</sup> 为 1<sup>°</sup> 和 1<sup>°</sup> 基于 Wolf. 混合律计算所得试样晶界内耗近似曲线; 1<sup>¼</sup> 1<sup>#</sup> 试样实测总内耗温度曲线

图 3 1<sup>#</sup> 试样晶界内耗温度效应

Fig 3 The temperature effects of crystal grain boundary IF in 1<sup>#</sup> sample

性能的影响会更加显著。2<sup>#</sup> 试样内耗值在全部测试温度范围内有着相对连续的上升速率,这可能是因为 2<sup>#</sup> 试样界面上位错密度相对较低,其对界面的钉扎效应较弱,因而在较低的温度下各种界面的弛豫内耗已可相对明显体现出来。

### (2) 位错阻尼对材料阻尼性能的影响

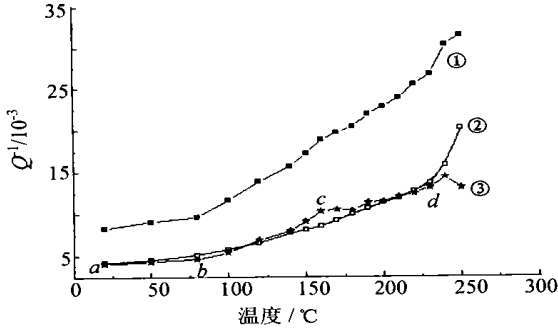
图 2 表明,在低温区,挤压比较大的 1<sup>#</sup> 的阻尼性能明显高于小挤压比的 2<sup>#</sup> 试样,这应该与不同挤压比引入的位错数量有关。位错对阻尼的贡献被认为是振动诱发的位错线运动及其与钉扎点交互作用所致,按 K2G2L 位错内耗理论<sup>[12]</sup>,在低频范围(1kHz 以下),由位错产生的阻尼可由下式表征

$$Q^{-1} = C_1(Q^2/Eb) \exp(-C_2/Eb) + C_3 Q^2/b^2 \quad (2)$$

式中:C<sub>1</sub>, C<sub>2</sub> 和 C<sub>3</sub> 为物理常数;Q, b<sup>2</sup> 分别为位错密度和柏氏矢量数量积;E<sub>b</sub> 和 f 分别为应变振幅和频率。这表明位错阻尼与位错密度 Q 成正比。大挤压比带来的大加工形变量会在材料的内部和界面(包括晶界、相界和颗粒间界)引入高密度位错,这些位错在循环载荷作用下运动将成为一种高内耗源。因而高挤压比的 1<sup>#</sup> 试样因引入高密度位错而在低温区(即界面阻尼尚不明显区)有着比 2<sup>#</sup> 试样更高的内耗。有意思的是,1<sup>#</sup> 试样的挤压比约为 2<sup>#</sup> 的 2 倍,而这个比例与它们在低温区的内耗值比例比较接近(室温时 1<sup>#</sup> 试样的 Q<sup>-1</sup> 约为 2<sup>#</sup> 的 116 倍),这一点并非偶然,它表明在低温区材料的内耗性能主要体现为位错阻尼。

前已提及,1<sup>#</sup> 试样的内耗温度谱在低温区和高温区出现 2 个台阶。在所研究的阻尼材料体系中,内耗实际应为界面阻尼和位错阻尼的综合效

应。图4中曲线»为1<sup>#</sup>试样阻尼性能实测曲线扣除其晶界内耗计算值曲线(这里没有考虑其它界面如粉末颗粒界面阻尼的影响)后得出的位错内耗  $Q_d^{-1}$  近似曲线,  $Q_d^{-1}$  曲线更能反映出位错阻尼的温度效应。



1<sup>#</sup> 试样实测内耗温度曲线; ° 计算所得试样晶界内耗近似曲线; » 为<sup>1</sup>扣除°后所得的试样位错内耗近似曲线

图4 1<sup>#</sup>试样位错阻尼温度效应曲线

Fig4 The temperature effects of dislocation damping in 1<sup>#</sup> sample

图4中  $Q_d^{-1}$  曲线»在低温区 and 高温区的2个台阶表现的十分明显, 分别出现在20~80 e和160~230 e之间(两台阶分别标示为图4曲线»的a~b段和c~d段)。张迎元等人<sup>[13]</sup>在研究位错对SiC<sub>p</sub>增强6061Al MMC的阻尼特性的影响时也观察到类似的现象, 这可能是由于测试温度升高的热激活作用使得位错与钉扎点间表现出不同的相互作用机制引起的。K2G2L模型只考虑不动钉扎点间的位错线作强迫振动的情形(即所谓机械脱钉机制)<sup>[14]</sup>, 实际上由于热激活原因, 在较低的频率下位错可脱拽或摆脱弱钉扎点缺陷产生协同运动(即热助脱钉), Lucke<sup>[12]</sup>和Ogu<sup>[15]</sup>等人都对此进行了进一步的处理。基于这些工作<sup>[12~15]</sup>, 当把位错钉扎点粗略的区分为强钉点(如沉淀粒子、位错网络节点等)和弱钉点(如杂质原子、空位等)时, 位错阻尼随温度升高的不同作用机制可示意于图5。

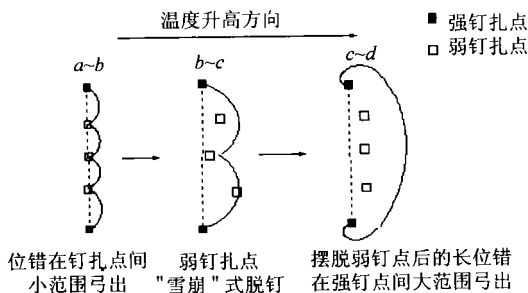


图5 位错阻尼作用机制示意图

Fig5 Illustration of dislocation damping mechanism

对于图4中位错阻尼的温度效应曲线»的a~b, b~c和c~d段, 图5给出了相应各段位错运动机制随温度变化的示意图。在低温处(如图4曲线»中a~b段, 位错运动机制对应于图5中a~b), 由于点缺陷钉扎, 位错在振动应力作用下只能作小面积的弓出运动, 消耗能量较少; 随温度的升高, 达到某一特定温度时(如图4曲线»中点b), 位错将拖拽钉扎点协同运动, 与此同时一些较弱的钉扎点相继发生/雪崩式脱钉(热助脱钉), 阻尼相应快速升高, 这一过程对应于图4曲线»的b~c段; 温度继续升高, 位错摆脱弱钉扎点束缚, 成为强钉扎点(如沉淀相粒子)钉扎下的长位错, 此时位错的状态类似于图4曲线»的状态a~b, 所不同的是在振动应力下这些长位错在强钉扎点间作更大范围的弓出运动, 其运动消耗能量出现在一个相对稳定的更高(相对状态a~b)的水平, 因而内耗值出现第2个台阶, 对应于图4曲线»的c~d段。注意到2<sup>#</sup>试样并未表现出明显的台阶效应, 这很可能是因为在2<sup>#</sup>试样中低密度的位错阻尼在材料的整体内耗中仅占较小的份额, 尚不足以明显影响到试样整体内耗温度谱的走势。

### 3 结论

- (1) FMS0714系列高温阻尼材料具有良好的阻尼性能, 在20~250 e的温度范围内, 试样  $Q^{-1}$  值约处于(015~311) @10<sup>-2</sup>之间。
- (2) 在复合有较多Zn2Al的Al2Fe2MgSi/Zn2Al体系中, 因Zn2Al合金的高阻尼性, 同时较大的挤压比也在材料中引入高密度位错, 因而其阻尼性能要优于复合Zn2Al较少同时挤压比也相对较小的试样。这表明引入更多的高阻尼相和位错有助于提高复合阻尼材料的阻尼性能。
- (3) 金属基复合阻尼材料的内耗是界面阻尼和位错阻尼综合效应的体现。低温时, 位错阻尼在材料的内耗性能中占据主导地位, 随着温度的升高, 各种界面阻尼的作用增加, 同时位错阻尼也表现出不同的作用机制, 二者共同决定着材料的内耗特性。

### 致谢

感谢北京航空航天大学材料学院的过梅丽教授和北京航空材料研究院的李沛勇博士给予的指导和支

### 参 考 文 献

[1] 机械工程手册编辑委员会. 机械工程手册(第三版)工程材

- 料卷[M]. 北京: 机械工业出版社, 1996.  
(The handbook of mechanical engineering editorial board. The handbook of mechanical engineering( The third version) the volume of engineering materials[M]. Beijing: China Machine Press, 1996. )
- [2] Vpdike C A, Bhagat R B. Development of damped metal matrix composites for advanced structural applications[R]. AD A219864, 1986.
- [3] 张小农, 吴人杰, 张荻. 高阻尼金属基复合材料的发展途径[J]. 材料开发和应用, 1997, 12(1): 4548- 4552.  
(Zhang X N, Wu R J, Zhang D. The development way of high damping metal matrix composite[J]. Development and Application of Materials. 1997, 12(1): 4548- 4552. )
- [4] Dai S, Liu D, Wang T, et al. Damping behavior and properties of RS Al<sub>2</sub>F<sub>3</sub>/M<sub>2</sub>Si/ Al alloys [J]. J Mater Sci, 1998, 33: 2227- 2231.
- [5] 李沛勇, 戴圣龙, 刘大博, 等. 低密阻尼金属/金属复合材料的组织与性能研究[J]. 材料工程, 1999(5): 12- 15.  
(Li P Y, Dai S L, Liu D B, et al. An investigation on microstructure and properties of low density damping metal/metal composite materials[J]. Journal of Materials Engineering, 1999(5): 12- 15. )
- [6] Li P Y, Di S L, Chai S C, et al. High damping Al<sub>2</sub>F<sub>3</sub>/M<sub>2</sub>Si/ZnAl composites produced by RS P/M process[J]. Scripta Mater, 2000, 42: 955- 959.
- [7] Li P Y, Dai S L, Yu H J, et al. Manufacturing of an Al<sub>2</sub>F<sub>3</sub>/1.4M<sub>2</sub>Si/1.4Si/ZnAl/ Al damping composite by RS P/M process[M]. Japan: The Japan Institute of Metals, 2001. 2317 - 2320.
- [8] Sastry S, Krishna M, Uchil J. A study on damping behaviour of aluminate particulate reinforced ZA227 alloy metal matrix composites[J]. Journal of Alloy and Compounds, 2001, 314: 268- 273.
- [9] 葛庭燧. 晶界弛豫研究 50 年[J]. 物理, 1999, 28(9): 529- 540.  
(Ge T S. Fiftyyear study of boundary relaxation [J]. Physics, 1999, 28(9): 529- 540. )
- [10] Wolfenden A, Wolla J M. Dynamic mechanical properties in MMC[M]. San Diego: Academic Press Inc, 1991. 287.
- [11] 陈秀梅. 共析成份 ZnAl 合金的低频相变内耗的研究[D]. 北京: 中国科学院, 1996. 61.  
(Chen X M. The study of low frequency phase transformation internal friction of ZnAl eutectoid alloy[D]. Beijing: Chinese Academy of Sciences, 1996. 61. )
- [12] Granato A, Lucke K. Theory of mechanical damping due to dislocation[J]. J Appl Phys, 1956, 27: 583- 593.
- [13] 张迎元, 乐永康, 高灵清. 喷射共沉积 SiC<sub>p</sub> 增强 6061Al 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.  
(Zhang Y Y, Le Y K, Gao L Q. Damping characteristic and dislocation induced damping mechanism of spray atomized and codeposited 6061Al/SiC<sub>p</sub> MMC[J]. The Chinese Journal of Non ferrous Metals, 1999, 9(1): 91- 96. )
- [14] 冯端. 金属物理学(第三卷)[M]. 北京: 科学出版社, 1999. 131- 160.  
(Feng D. Metal physics (Vol. III) [M]. Beijing: Science Press, 1999. 131- 160. )
- [15] Ogurtani T O. Unified theory of dislocation damping with a special reference to point defect[J]. Phys Rev B, 1980, 21: 4373- 4385.

#### 作者简介:

余黎明(1975- ) 男, 北京航空航天大学材料学院博士生。

姚俊臣(1964- ) 男, 硕士, 中航一集团高级工程师。

马岳(1961- ) 女, 博士, 北京航空航天大学材料学院副教授。

徐惠彬(1959- ) 男, 博士, 北京航空航天大学材料学院教授, 博士生导师。

(责任编辑: 蔡斐)