

金属基复合材料界面层阻尼功能研究*

张小农^{①②} 吴人洁^① 李小瑾^① Z. X. Guo^②

(^①上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200030;

^②Department of Materials, Queen Mary and Westfield College, University of London,
London E1 4NS, UK)

摘要 采用 CVD 技术制备了具有不同界面层的 C_f/Al 金属基复合材料, 获得了一种界面层阻尼功能设计的新方法. 研究发现具有特殊界面层的 C_f/Al 复合材料的抗拉强度、弹性模量和阻尼性能比无界面层时都有明显增加, 并且不同界面层的效果不同. 碳层对复合材料阻尼性能的提高效果最大, 硅层的提高效果不如碳层, 碳硅混合层的效果居中. 涂层的厚度也影响了阻尼提高的效果, 较厚的碳层效果更好, 这是由于提高了复合材料的阻尼应变振幅效应而产生的. 研究认为发生在界面层的微滑移是其主要的阻尼机制.

关键词 金属基复合材料 界面层 阻尼

阻尼技术是尖端科技领域和广泛民用领域中减振降噪的关键技术. 材料的阻尼性能是设计和制造动态应用构件的基础, 高阻尼性能材料的应用价值在于抑制机械振动和减弱波的传播, 从而控制噪音和维持结构的稳定. 以铝、镁等金属或合金为基体的金属基复合材料由于本身的轻质量特点, 对振动具有较强的敏感性. 随着各种应用领域的开发, 金属基复合材料的优良阻尼性能逐渐成为设计和制造先进结构的重要要求, 例如许多航天和航空领域的结构件都要求高比刚度、高比强度和高阻尼性能以保持系统的高稳定性. 因此, 研究金属基复合材料的阻尼行为, 开发兼有优良机械性能和阻尼功能的新型金属基复合材料显得十分必要.

事实上, 多数的金属基复合材料都具有比基体合金稍好的阻尼性能^[1~13], 这种增长可归结于第二相的加入增加了基体中的位错密度等晶体缺陷、某些第二相本身有更好的阻尼性能以及两相结合界面吸收振动能量等阻尼机制. 但这种改进是有限的, 金属基复合材料的阻尼性能仍处于较低的水平, 室温时大多在比阻尼 $\psi < 1\%$ (即内耗因子 $Q^{-1} < 0.0015$) 的低阻尼范围, 远不能适应尖端领域的应用要求. 为此, 人们正努力寻求比阻尼 $\psi > 10\%$ (即 $Q^{-1} > 0.015$) 的高阻尼金属基复合材料的制备方法与途径.

金属基复合材料最富有吸引力的特征之一是具有通过控制界面属性引入阻尼源的潜力. 弱结合界面和强结合界面对复合材料的阻尼性能有不同的影响. 由于当作用在界面上的剪切应力的值大到足以克服摩擦阻力时, 界面滑移便可发生, 因此, 弱结合界面能通过界面滑动摩

2000-09-01 收稿, 2001-02-02 收修改稿

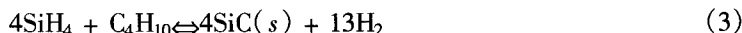
* 国家自然科学基金(批准号: 59871207)和英国皇家学会 2000 年度 Sino-British Fellowship Trust Awards 资助项目

擦机制对阻尼作出贡献,具有弱结合界面的金属基复合材料的阻尼性能应优于强界面结合的金属基复合材料。但不幸的是,界面滑移在阻尼性能上的收益将伴随复合材料在刚度和强度上的损失。

可见,为阻尼目的而设计金属基复合材料的界面结构确有巨大潜力。本文尝试通过在增强纤维表面涂覆不同涂层来设计 C_f/Al 复合材料的实际界面层结构,以达到显著提高复合材料阻尼性能的目的。

1 实验

金属基复合材料的界面层设计和制备利用化学气相沉积(CVD)技术在连续碳纤维表面涂覆不同涂层的方法。CVD 装置分为一级处理和二级处理两个阶段。一级处理是让碳纤维在氩气保护下热解去除纤维表面的胶层,除胶温度约为 $450^{\circ}\text{C} \sim 550^{\circ}\text{C}$;二级处理利用反应气体的加热分解,在脱胶后的碳纤维表面上沉积分解产物。本研究使用丁烷(C_4H_{10})和硅烷(SiH_4)作为热解气体,以氩气作为载流气。当改变气氛中 C_4H_{10}/SiH_4 流量比时,可以在碳纤维表面制备单质碳(C)、单质硅(Si)和碳硅混合(C+Si)涂层。实验所用 CVD 炉温为 900°C ,CVD 过程有如下的化学反应:



碳纤维表面涂层的质量主要受沉积温度、沉积时间、反应气体组分和浓度等因素控制,本实验在选定反应温度的情况下,通过调节氩气、丁烷和硅烷的气体流量来控制反应气氛的碳硅比例,调节碳纤维的拉丝速度来控制沉积时间。

复合材料选用工业纯铝为基体,增强物选用 T300 碳纤维。复合材料制备时先将 CVD 处理好的碳纤维缠绕在一石墨模具上并密封在钢管内,利用真空压力浸渍炉将熔融的铝液压入碳纤维模具内保压复合。制得纤维体积含量为 50% 的 C_f/Al 复合材料板材,从上面切取阻尼性能和力学性能测试样品。

利用 Philips SEM 515 型扫描电子显微镜对 CVD 涂层进行观察并测定涂层的厚度。利用 MTS 810 系统测试复合材料的力学性能,取 5 个测试样品的平均值为实验结果。利用中国科学院内耗与固体缺陷开放实验室的多功能内耗仪研究复合材料的阻尼性能。多功能内耗仪是一种全自动的倒扭摆装置,在真空状态下以强迫振动方式进行测量,测量时应变振幅(ϵ)为 $10^{-6} \sim 10^{-4}$,频率(f)为 1 和 5 Hz,温度(T)为室温约 20°C 。

2 结果

按上述工艺制备了具有不同界面层的 C_f/Al 复合材料,所有复合材料的碳纤维含量均约为 50%(体积含量),涂层分别有不同厚度的单质碳、单质硅和碳硅混合层。当分别只有丁烷和硅烷时,可形成单质碳和单质硅涂层,当丁烷和硅烷同时都存在时,形成碳硅混合层,并不形成严格化学计量比的碳化硅。图 1 是典型涂层的特征形貌,表 1 中分别列出了它们的厚度,以及用这些涂层碳纤维制备的 C_f/Al 复合材料的机械性能。

从表 1 中可见,复合材料的抗拉强度和弹性模量比基体纯铝都有了非常大的提高,而且涂

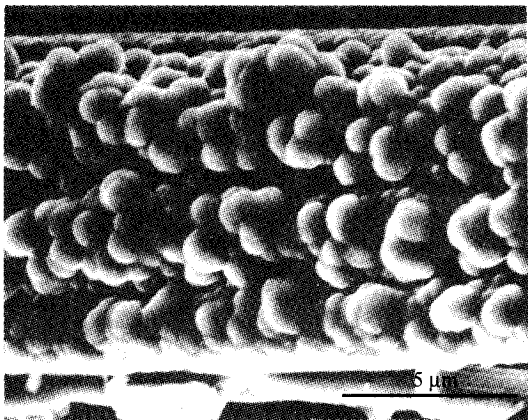


图 1 碳纤维表面 CVD 涂层的形貌特征(C4)

层复合材料的强度和刚度比无涂层的复合材料都有一定的改进,从 C1 到 C4 的变化中体现出这种改进也随涂层厚度的增加而增加. 可见,碳纤维表面的涂层处理可以提高复合材料的机械性能.

图 2 的(a)和(b)分别比较了两个频率下无涂层 C_f/Al 复合材料和具有相似厚度的 C, Si 和 C + Si 三种涂层复合材料的阻尼性能,发现各种界面涂层都增加了复合材料的阻尼性能,而且单质碳涂层对阻尼性能的增加效果最大,碳硅混合涂层次之,而单质硅涂层的增强效果是最小的.

研究发现界面层为单质碳的 C_f/Al 复合材料在阻尼-应变振幅行为中,其阻尼性能随应变振幅增加而有很大的增加. 尤其当 $\epsilon > 4 \times 10^{-5}$ 时,阻尼的增加变得异乎寻常的迅速,使得在测量

表 1 碳纤维表面 CVD 涂层的厚度及其复合材料的机械性能

	纤维涂层						
	无涂层	C1	C2	C3	C4	Si	C + Si
厚度/ μm	—	0.2	0.5	1.2	2.3	1.8	2.8
抗拉强度/MPa	202.3	205.8	212.9	224.5	228.2	215.9	226.4
弹性模量/GPa	120.7	119.1	124.2	127.3	128.8	131.6	122.5

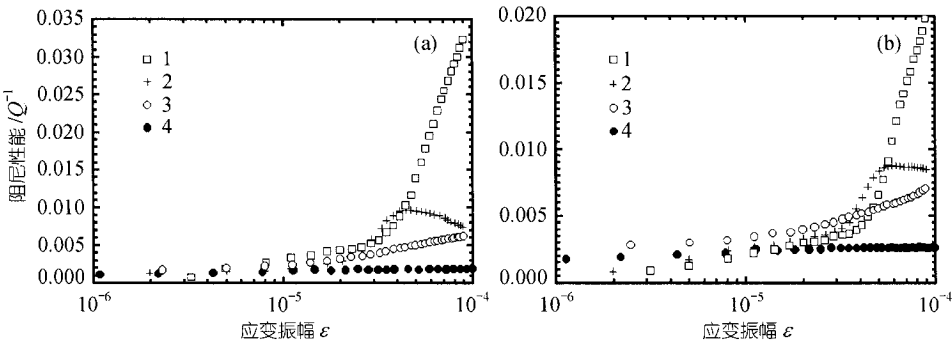


图 2 不同界面层 C_f/Al 复合材料阻尼性能的比较

(a) $f = 1\text{ Hz}$, (b) $f = 5\text{ Hz}$, 1 示 C 层, 2 示 C + Si 层, 3 示 Si 层, 4 示无涂层

范围内这个复合材料的阻尼最大值为 $Q^{-1} = 0.033 (f = 1\text{ Hz})$ 和 $Q^{-1} = 0.020 (f = 5\text{ Hz})$, 比无涂层复合材料 $Q^{-1} = 0.002$ 有一个数量级的增加,从而使复合材料的阻尼达到了通常所说的高阻尼水平范围.

界面层为单质硅的 C_f/Al 复合材料的阻尼性能虽然也有随应变振幅增加而增加的趋势,但与界面层为碳层的复合材料相比较,它的阻尼性能是较低的.

界面层为碳硅混合涂层时 C_f/Al 复合材料的阻尼-应变振幅曲线上出现了一个很大的阻尼

峰,即阻尼在 $\epsilon > 2 \times 10^{-5}$ 后快速增长,并迅速达到峰值,然后就下降了,其峰值阻尼性能也较高。

相反,在较低的应变振幅下(ϵ 为 $10^{-6} \sim 10^{-5}$),复合材料的阻尼性能却是硅层的最大,碳层的最小。这种结果说明,碳涂层只有在较大的应变振幅下才能发挥其很好的增加阻尼的功效,而硅涂层的功效与外加应变的关系相对的更小一些。

图 3(a)和(b)分别比较了两个频率下不同厚度碳层的 C_f/Al 复合材料的阻尼性能,发现随碳层厚度增加($C4 > C3 > C2 > C1$),复合材料的阻尼性能呈现显著增加的趋势。并且这种增加的效果只在较大的应变振幅下才能表现出来,在较小的应变振幅($\epsilon < 10^{-5}$)下,不同厚度碳层的复合材料阻尼性能是基本相同的。

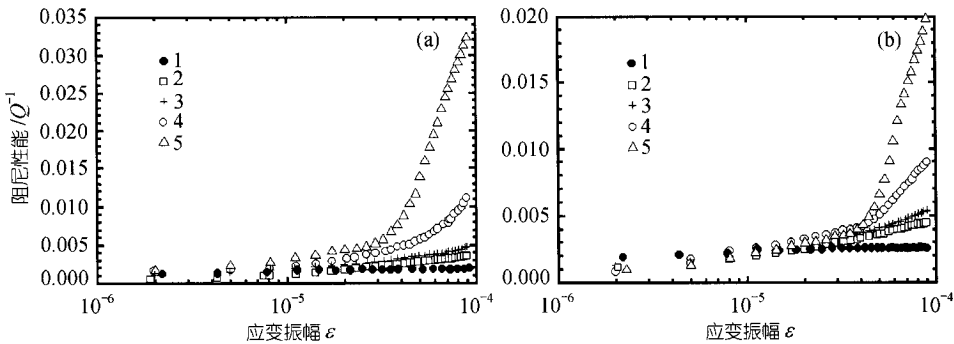


图 3 具有不同厚度碳涂层的 C_f/Al 复合材料的阻尼性能的比较

(a) $f=1$ Hz, (b) $f=5$ Hz, 1 示无涂层, 2 示 C1, 3 示 C2, 4 示 C3, 5 示 C4

3 分析与讨论

正如很多物理性能和机械性能的综合一样,人们试图根据各个组元的性能用混合律(ROM)来预计金属基复合材料的阻尼性能。一般的形式是

$$Q_{MMC}^{-1} = Q_m^{-1} V_m + Q_r^{-1} V_r, \quad (4)$$

其中, Q^{-1} 代表阻尼性能; V 代表体积分数; 下标 m, r , MMC 分别代表基体、增强物和金属基复合材料。此式描述了金属基复合材料的阻尼性能是由基体和增强物决定的,但未考虑金属基复合材料中实际存在的界面层情况。

Rawal 等^[11]建议了一个单向连续纤维增强复合材料阻尼的表达式,该式被认为是复合材料阻尼性能的有效预计方法,但该式也未考虑界面层阻尼的贡献:

$$Q_{MMC}^{-1} = Q_m^{-1} V_m \frac{E_m}{E_{MMC}} + Q_f^{-1} V_f \frac{E_f}{E_{MMC}}. \quad (5)$$

按(5)式可以估算出本研究中无界面涂层的 C_f/Al 复合材料的阻尼性能,即以 Q_m^{-1} 约为 0.0025, Q_f^{-1} 约为 0.0015^[11], E_m 为 70 GPa, E_f 为 250 GPa, E_{MMC} 为测量到的 120.7 GPa, V_m 和 V_f 各为 50%, 计算得 Q_{MMC}^{-1} 为 0.0023, 符合实验的测量结果 0.002。可见,无特殊界面层的复合材料阻尼性能仍较低。

Wolfenden 和 Wolla^[12]考虑到界面成分项使用一个改进的 ROM 来描述复合材料的阻尼性

能

$$Q_{MMC}^{-1} = Q_r^{-1} V_r + Q_m^{-1} V_m + Q_i^{-1} V_i, \quad (6)$$

式中下标 i 代表界面项. 此式较为简单, 不能直接用来计算阻尼值, 它仅表明复合材料的阻尼性能除由增强物和基体决定外, 还由两相结合的界面层决定.

阻尼是对材料显微结构较为敏感的物理量, 改变复合材料界面的结构和属性应能影响复合材料的阻尼行为. 由于当作用在弱结合界面上的剪切应力的值大到足以克服摩擦阻力时, 界面滑移便可发生, 因此, 由两相结合界面滑移引起的摩擦能量损耗成为新的阻尼源. Zhang 等^[13]认为由界面滑移引起的阻尼上限近似为

$$Q_i^{-1} = C\mu k V_r, \quad (7)$$

其中, C 是一由增强物长径比等形状参数决定的常数, μ 是增强物与基体之间的摩擦系数, $k = \sigma_r / \sigma_0$ 是界面处径向应力集中系数, V_r 是增强物的体积含量.

(7) 式表明金属基复合材料的界面阻尼正比于增强物的体积含量, 即界面数量, 界面属性由界面摩擦系数 μ 来体现, 界面应力状态由 k 值来体现. 在金属基复合材料中实际界面滑移产生能量损耗是一个细微的过程, 反应了在此应力下界面微区的脱粘过程, 此过程开始发生和进行时, 整个复合材料并不产生宏观的界面滑移等破坏现象, 因为阻尼测量时的应力不足以使复合材料发生有效的屈服. 故对于整个复合材料界面来说, 滑移只可能发生在一些微小的单元, 只能称之为微滑移.

本研究对具有不同界面层 C_f/Al 复合材料阻尼行为的实验结果表明界面层对复合材料的阻尼性能影响显著. 研究结果显示碳层增加阻尼性能的效果好于硅层, 碳硅混合层的效果居于二者之间. 碳层的不同厚度也显著改变了复合材料的阻尼性能, 涂层厚度增加可增加阻尼性能. 按 (7) 式分析, 这样的结果应是通过改变界面的摩擦系数 μ , 界面的应力分布 k 等界面属性来实现的. CVD 工艺制备的碳与硅涂层本身的性质不同, 它们各自的界面摩擦系数 μ 有显著的差别, 这是造成复合材料阻尼性能不同的原因. 但如果在硅层中含有一定数量的碳, 则可增加它的阻尼效果, 但增加的效果有限. 阻尼出现一个应变的阻尼峰则应从混合涂层本身的性质理解. 不同厚度的碳层具有不同的界面摩擦系数 μ 和界面应力分布 k 等界面属性, 在外加应力作用下较厚的碳层有较多的界面微滑移作用, 从而具有最好的阻尼性能. 对于不同应变振幅和频率对阻尼性能的影响, 一般认为, 随应变振幅加大, 界面微滑移过程可以进行得更完全, 并且发生滑移的界面微区概率增大, 因此复合材料的阻尼增加. 频率有相反的影响效果, 这与其他材料相同. 对于界面微滑移产生阻尼的物理模型和计算方法以及各种测量条件的影响等问题仍需深入研究.

4 结论

本文采用在碳纤维表面 CVD 不同涂层的方法制备了具有不同界面层的 C_f/Al 复合材料, 获得了一种金属基复合材料的界面层阻尼功能设计的方法. 研究得出以下结论:

(i) 具有涂层的 C_f/Al 复合材料的机械性能和阻尼性能比无涂层的复合材料都有明显增加.

(ii) 不同界面层复合材料的阻尼行为差别很大. 碳层对复合材料阻尼性能的提高效果最大, 硅层对阻尼性能的提高效果不如碳层, 碳硅混合层的效果居中.

(iii) 碳涂层的厚度显著影响了它对复合材料阻尼性能的提高效果, 厚度增加, 复合材料的阻尼性能显著增加。

(iv) 较厚的碳层对复合材料阻尼性能提高的效果, 是由于较大地提高了复合材料阻尼的应变振幅效应而获得的。碳层在较高应力作用下, 本身内部发生的微滑移是消耗振动能量产生阻尼的主要机制。

参 考 文 献

- 1 Wolfenden A, Wolla J M. Mechanical damping and dynamic modulus measurements in alumina and tungsten fibre-reinforced aluminium composites. *Journal of Materials Science*, 1989, 24(9): 3205 ~ 3212
- 2 Zhang J, Perez R J, Lavernia E J. Effect of SiC and graphite particulates on the damping behavior of metal matrix composites. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(2): 395 ~ 409
- 3 Zhang X N, Zhang D, Wu R J, et al. Mechanical properties and damping capacity of (SiC + B₄C)/ZK60A Mg alloy matrix composite. *Scripta Materialia*, 1997, 37(11): 1631 ~ 1635
- 4 张小农, 张 荻, 吴人洁, 等. 纯镁基复合材料的阻尼性能. *功能材料*, 1997, 28(5): 540 ~ 542
- 5 张小农, 张 荻, 吴人洁, 等. 增强物的加入对纯镁阻尼性能的影响. *复合材料学报*, 1998, 15(2): 23 ~ 26
- 6 张小农, 张 荻, 吴人洁, 等. SiC_p 和 Al₂SiO₅ 混杂增强纯镁的阻尼性能. *材料研究学报*, 1998, 12(1): 75 ~ 78
- 7 张小农, 张 荻, 吴人洁. Al₂O₃/Al 复合材料阻尼行为的研究. *材料科学与工程*, 1997, 5(3): 55 ~ 57
- 8 张小农, 张 荻, 吴人洁, 等. SiC_p/LY12 铝基复合材料的阻尼行为. *材料工程*, 1998, 6: 20 ~ 22
- 9 Updike C A, Bhagat R B. Development of Damped Metal Matrix Composites for Advanced Structural Applications. AD-A219864. 1990
- 10 Wren G G, Kinra V K. Damping in Metal Matrix Composites Theory and Experiment. Texas A & M University, 1990
- 11 Rawal S P, Armstrong J H, Misra M S. Damping Characteristics of Metal Matrix Composites. AD-A213712. 1989
- 12 Wolfenden A, Wolla J M. Dynamic mechanical properties. In: Everett R K, Aresenault R J, eds. *Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties*. San Diego: Academic Press Inc, 1991. 92 ~ 101
- 13 Zhang J, Perez R J, Wong C R, et al. Effect of secondary phases on the damping behavior of metals, alloys and metal matrix composites. *Materials Science Engineering*, 1994, R13(8): 325 ~ 390