

文章编号: 1000-324X(2005)04-0889-06

连续纤维增韧碳化硅基复合材料内耗特征及机制

张 钧, 徐永东, 张立同, 成来飞

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘 要: 采用强迫振动法研究了不同应变振幅下 C/SiC 和 SiC/SiC 复合材料从室温到 600°C 的内耗特征, 并讨论了其内耗产生机制. 结果表明, C/SiC 复合材料内耗随温度升高先减小, 后增加, 并在 120°C 附近达到最小值; SiC/SiC 复合材料内耗随温度升高一直增加; C/SiC 复合材料具有比 SiC/SiC 复合材料更高的内耗水平和更低的动态模量; C/SiC 和 SiC/SiC 复合材料内耗随应变振幅增加而减小, 但动态模量和应变振幅无关.

关 键 词: 碳化硅; 复合材料; 内耗

中图分类号: TB 33 **文献标识码:** A

1 引言

连续纤维增韧 SiC 基复合材料具有优良的高温力学性能和良好的高温抗氧化性能, 因此成为高性能航空发动机的理想材料. 发动机环境涉及到振动、噪音等多种动态载荷, 严重影响机械设备的稳定性和可靠性. 因此要使发动机最大限度地实现减振降噪, 就要对其服役材料的内耗性能有一定要求^[1~3].

内耗(或称阻尼)作为材料的一个重要力学性能指标, 是一个对材料结构极为敏感的力学参量. 因此, 通过对内耗产生机制的研究, 一方面可以研制适合工程应用的具有特殊阻尼本领的材料, 另一方面可以把内耗做为一种工具来研究材料的内部结构^[4]. 通过内耗研究固体内部结构已经在金属材料上取得丰硕成果, 并且提出许多内耗产生机制^[5]. 近年来对复合材料内耗行为的研究也开始受到重视, 但多集中在树脂基和金属基复合材料上^[6~11], 对于无机材料尤其是 SiC 基复合材料内耗行为的研究鲜有报道^[12].

本文研究了化学气相浸渗(CVI)方法制备的 C/SiC 和 SiC/SiC 复合材料的内耗特征, 初步探索了连续纤维增韧 SiC 基复合材料内耗产生机制.

2 实验

2.1 试样制备

制备复合材料所用纤维分别为 T-300 碳纤维(丝束 3k)和 Hi-Nicalon 碳化硅纤维(丝束 0.5k), 通过三维编织法制备纤维预制体, 预制体中纤维体积分数为 40%. 采用等温 CVI 法制备复合材料, 具体过程见参考文献[13~17]. 最后将复合材料加工成 45mm×4mm×1.2 mm 的

收稿日期: 2004-05-27, 收到修改稿日期: 2004-08-13

作者简介: 张 钧(1976-), 男, 博士研究生. E-mail: zhangjun_xa@yahoo.com.cn

长条形试样, 试样长度方向和复合材料编织方向平行.

2.2 分析测试

内耗测试在中国科学院固体物理所的 MFIFA-I 型多功能内耗仪上完成. 振动模式为强迫振动, 振动频率为 19Hz; 应变振幅 A 分别为 0.1×10^{-6} 、 0.3×10^{-6} 和 1.0×10^{-6} ; 测试温度从室温到 600°C , 采用梯度升温方式, 升温速度为 $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$. 在测量内耗的同时, 对复合材料的动态模量进行测量.

将试样进行粗磨、细磨和抛光后在 HITACHI S-570 扫描电镜下进行显微结构分析.

3 结果和讨论

3.1 C/SiC 复合材料内耗特征

图 1 为不同应变振幅下 C/SiC 复合材料的内耗-温度关系图. 由于数据存在一定的分散性, 所以对每个应变振幅下的内耗数据进行拟合. 从图 1 可以看出, 随着温度的升高, C/SiC 复合材料的内耗值先是单调下降, 在大约 120°C 时到达最低点. 之后随着温度升高, C/SiC 复合材料的内耗值单调增加. 从图 1 还可以看出, C/SiC 复合材料的内耗也与应变振幅有关, 并且随着应变振幅的增加, 内耗值减小.

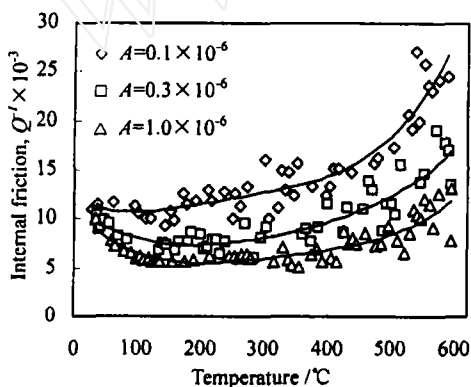


图 1 碳-碳化硅复合材料内耗-温度关系

Fig. 1 Internal friction *versus* temperature for the C/SiC composites

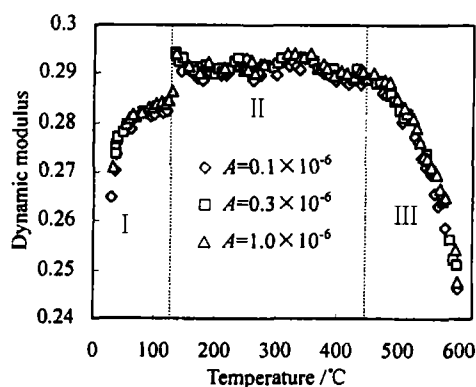


图 2 碳/碳化硅复合材料动态模量-温度关系

Fig. 2 Dynamic modulus *versus* temperature for the C/SiC composites

在测量内耗的同时, 对材料的动态模量也进行了测量. 图 2 为不同应变振幅下 C/SiC 复合材料的动态模量-温度关系图. 从图 2 可以看出, 在测量的温度范围内, C/SiC 复合材料动态模量的变化可以分为三个阶段: 从室温到大约 120°C 为第 I 阶段, 在此温度段内动态模量随温度的升高而单调增加; 从 120°C 到大约 450°C 为第 II 阶段, 在此温度范围内动态模量基本保持不变; 第 III 阶段从 $450 \sim 600^{\circ}\text{C}$, 在此阶段随着温度升高, 动态模量急速下降. 从图 2 还可以看出, C/SiC 复合材料动态模量和应变振幅无关, 三种应变振幅下的动态模量值几乎没有差别.

3.2 SiC/SiC 复合材料内耗特征

图 3 为不同应变振幅下 SiC/SiC 复合材料的内耗-温度关系图. 从图 3 可以看出, 在测量的温度范围内, SiC/SiC 复合材料的内耗一直随温度升高而增加, 这一点与 C/SiC 复合材料的内耗行为有所差别. 和 C/SiC 复合材料一样, SiC/SiC 复合材料的内耗也和应变振

幅有关, 并且随着应变振幅的增加而减小. 对比图 1 和 3 可以看出, C/SiC 复合材料的内耗值总体水平要比 SiC/SiC 复合材料的高, 说明纤维的差异会对复合材料的内耗产生影响.

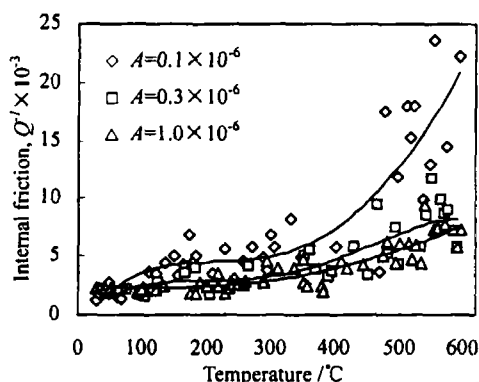


图 3 碳化硅 / 碳化硅复合材料内耗 - 温度关系
Fig. 3 Internal friction *versus* temperature for the SiC/SiC composites

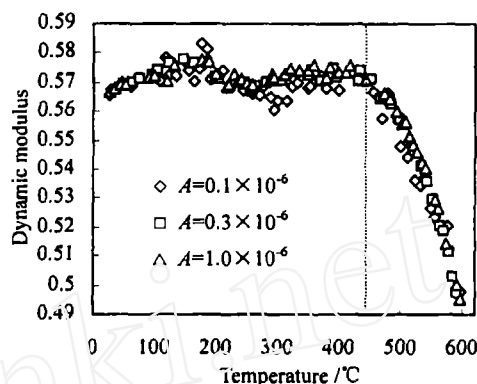


图 4 碳化硅 / 碳化硅复合材料动态模量 - 温度关系
Fig. 4 Dynamic modulus *versus* temperature for the SiC/SiC composites

图 4 为不同应变振幅下 SiC/SiC 复合材料的动态模量 - 温度关系图. 从图 4 可以看出, 在测量的温度范围内, SiC/SiC 复合材料的动态模量只有两个阶段: 从室温到大约 450°C 范围, SiC/SiC 复合材料的动态模量变化不大; 从 450~600°C, 随着温度升高, 内耗快速下降. 从图 4 还可以看出, 在三种应变振幅下, SiC/SiC 复合材料的动态模量几乎没有区别. 结合图 2 可以知道, 动态模量与应变振幅无关可能是连续纤维增强 SiC 基复合材料的一个基本性质. 和图 2 中 C/SiC 复合材料的动态模量相比, SiC/SiC 复合材料动态模量的总体水平要比前者的大许多, 说明不同的纤维种类会对复合材料的动态模量产生影响.

3.3 SiC 基复合材料内耗机制

复合材料的内耗不仅和组成复合材料的各组分本身的内耗特征有关, 还与增强物和基体之间的结合状态密切相关. 因此必须从这两个方面来综合考虑 SiC 基复合材料的内耗特征.

3.3.1 C/SiC 复合材料内耗机制

在 C/SiC 复合材料中, 碳纤维所占体积百分数大约为 40%, 而且每束纤维中有 3000 根单丝, 每根单丝纤维都被热解碳界面相所包围, 所以复合材料中碳材料的内耗对整个材料内耗行为的影响不容忽视. 文献 [18~20] 研究发现, 在室温到 200°C 范围内, 块体石墨碳和 C/C 复合材料的内耗都有随温度升高而降低的现象. 因此可以认为, 内耗随温度升高而降低是碳材料本身的一种性质.

而对 SiC 的内耗研究发现 [12,21,22], 从室温到 800°C 范围内, SiC 的内耗随着温度升高而不断升高. 这是由于高温下的热激活作用, 一方面使 SiC 结构中点缺陷数目增加; 另一方面使原子的振幅增加, 从而对位错的束缚能力减弱, 这样位错就很容易发生脱钉而运动, 从而产生内耗. 因此造成 SiC 内耗随温度升高而增加.

另外, 由于碳纤维和碳化硅基体之间热膨胀系数的不匹配, 使得复合材料从制备温度降到室温时, 在界面相区产生巨大的热应力. 这些热应力一方面使界面相发生脱粘和滑移,

另一方面也在基体上形成大量微裂纹(如图 5 所示),这两方面的缺陷都会对 C/SiC 复合材料的内耗行为产生影响。

以上分析可以看出,低温时 C/SiC 复合材料的内耗行为受碳材料本身内耗行为控制,整个复合材料的内耗随温度升高而降低.随着温度进一步升高,界面相区的热应力逐渐减小,室温下在界面区和基体中形成的微裂纹逐渐闭合,纤维和基体之间的结合状态也由于热膨胀作用而逐渐增强,这些都使得复合材料内部裂纹面处及纤维与基体界面处的摩擦阻尼增加.另外,随着温度升高, SiC 材料本身的内耗特征也开始发挥作用.因此,高温时由于材料内部摩擦阻尼和 SiC 本身内耗行为的共同作用, C/SiC 复合材料的内耗随温度上升而增加。

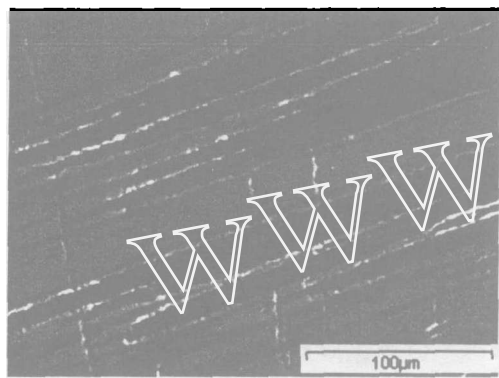


图 5 C/SiC 复合材料内部基体裂纹
Fig. 5 Cracks in the C/SiC composites



图 6 SiC/SiC 复合材料内部结构
Fig. 6 Microstructures of the SiC/SiC composites

3.3.2 SiC/SiC 复合材料内耗机制

对于 SiC/SiC 复合材料,由于每束 SiC 纤维中只有 500 根单丝,远远小于 C/SiC 复合材料中的 3000 根,而且 T-300 碳纤维的直径约为 $7\mu\text{m}$ ^[23,24],只有 Hi-Nicalon 碳化硅纤维直径 $14\mu\text{m}$ ^[25,26] 的一半,即单丝 Hi-Nicalon 碳化硅的横截面积是单丝 T-300 碳纤维横截面积的四倍左右,所以整个 SiC/SiC 复合材料中的单丝纤维总数比 C/SiC 中的纤维总数少得多,因此沉积在这些 SiC 纤维上的热解碳在整个复合材料中所占比例极小,它们对于 SiC/SiC 复合材料内耗的贡献几乎可以忽略不计。

另外,由于 Hi-Nicalon 碳化硅纤维和 SiC 基体之间热膨胀系数的差异没有 C 纤维和 SiC 基体之间的大,所以纤维和基体之间的界面损伤要比 C/SiC 复合材料的小,基体中也没有热应力导致的微裂纹(如图 6 所示).因此 SiC/SiC 复合材料表现出 SiC 材料本身的内耗特征,即随温度上升,内耗一直增加。

在 3.2 节已经指出, C/SiC 复合材料的内耗值总体水平要比 SiC/SiC 复合材料的高.这是由于在 C/SiC 复合材料中存在界面脱粘、滑移和基体开裂等多种损伤和结构缺陷,这些都能成为复合材料内部的能量耗散源,即内耗源.而 SiC/SiC 复合材料由于拥有更少的界面相区和结构缺陷,因此其内耗水平比 C/SiC 复合材料的内耗水平低.这也从另一个方面印证了连续纤维增韧 SiC 基复合材料内耗的产生机制和复合材料中的结构缺陷有关。

对于一般材料,应变振幅越大,滞后回线所围成的面积就越大,即材料的内耗越大.然而本文研究的两种复合材料内耗均随应变振幅的增加而减小,说明还有其他内耗机制在起

作用, 其详细情况有待进一步研究.

3.4 SiC基复合材料动态模量

弹性模量是材料的一个本征物理量, 归根到底和材料中原子间结合强度有关, 而和材料所受应力无关. 所以对于 C/SiC 和 SiC/SiC 复合材料, 在不同的应变振幅下测得的动态模量基本相同, 即动态模量和应变振幅无关.

然而对于 C/SiC 复合材料, 如前所述, 由于其内部存在界面脱粘、滑移和基体开裂等多种微结构缺陷, 破坏了整个复合材料内部的结合状态, 因此造成较大的模量亏损, 使得 C/SiC 复合材料的动态模量水平远比 SiC/SiC 复合材料的要小. 随着温度升高, C/SiC 复合材料界面相区热应力逐渐减小, 界面区和基体中形成的微裂纹逐渐闭合, 纤维和基体之间的结合状态也由于热膨胀作用而逐渐增强, 因此出现了图 2 中动态模量随温度升高而增加的第 I 阶段曲线. 当热膨胀使得复合材料内部各组分充分结合后, 弹性模量基本保持不变, 出现第 II 阶段.

对于 C/SiC 和 SiC/SiC 复合材料, 当温度超过 450°C 时, 两种复合材料的动态模量急剧下降, 目前还不十分清楚其中的原因. 然而值得注意的是, 碳的氧化温度恰好在 400~500°C, 如果不是巧合, 那么这部分的模量下降可能与热解碳界面相的氧化造成纤维和基体结合变差有关. 当氧气通过碳化硅基体微裂纹进入复合材料内部时, 首先和纤维外层的热解碳界面相发生反应. 热解碳的消耗使得基体和纤维之间出现间隙, 从而影响了施加在基体上的应力向纤维上传递, 也减弱了基体和纤维之间的结合, 因此造成复合材料模量迅速下降.

4 结论

1. C/SiC 复合材料内耗在低温时受碳材料内耗控制, 随温度升高而减小; 高温时受材料内部摩擦阻尼和 SiC 本身内耗共同控制, 随温度升高而增加. SiC/SiC 复合材料内耗随温度升高一直单调增加.

2. C/SiC 复合材料由于其内部更多的结构缺陷, 因此比 SiC/SiC 复合材料具有更高的内耗水平和更低的动态模量.

3. C/SiC 和 SiC/SiC 复合材料内耗随应变振幅增加而减少, 动态模量和应变振幅无关.

参考文献

- [1] 张忠明, 刘宏昭, 王锦程, 等. 功能材料, 2001, **32** (3): 227-230.
- [2] 张人德, 赵钧良. 上海金属, 2002, **24** (2): 18-23.
- [3] 李沛勇, 戴圣龙, 柴世昌, 等. 材料工程, 2000, **1**: 38-41.
- [4] 冯 端, 王业宁, 丘第荣. 金属物理, 第一版. 北京: 科学出版社, 1975. 554-622.
- [5] 葛庭燧. 固体内耗理论基础, 第一版. 北京: 科学出版社, 2000. 30-34.
- [6] 吕生华, 梁国正, 范晓东. 中国塑料, 2001, **15** (12): 1-6.
- [7] 张小农, 吴人洁, 张 荻, 等. 材料工程, 1997, **9**: 34-37.
- [8] 杨亦权, 杜 森, 郑 强. 功能材料, 2002, **33** (3): 234-236.
- [9] 张少辉, 陈花玲. 航空材料学报, 2002, **22** (1): 58-62.
- [10] Zhang J, Perez R J, Lavernia E J. *J. Mater. Sci.*, 1993, **28** (3): 835-846.
- [11] Finegan I C, Gibson R F. *Comp. Sci. Tech.*, 2000, **60** (7): 1077-1084.
- [12] Sato S, Serizawa H, Araki H, et al. *J. Alloys Comp.*, 2003, **355**: 142-147.

- [13] Xu Y D, Zhang L T, Cheng L F, *et al.* *Carbon*, 1998, **36** (7-8): 1051-1056.
- [14] Xu Y D, Cheng L F, Zhang L T. *Carbon*, 1999, **1999**, 37 (8): 1179-1187.
- [15] Xu Y D, Cheng L F, Zhang L T, *et al.* *Mater. Sci. Eng. A*, 2001, **318** (1-2): 183-188.
- [16] 徐永东, 张立同, 成来飞 (Xu Yong-dong, *et al.*) 无机材料学报 (Journal of Inorganic Materials), 2001, **16** (2): 344-348.
- [17] 徐永东, 张立同, 成来飞, 等 (Xu Yong-dong, *et al.*) 硅酸盐学报 (Journal of the Chinese Ceramic Society), 1996, **24** (5): 485-490.
- [18] 侯向辉, 李贺军, 沈 健, 等. 材料工程, 2000, **7**: 6-9.
- [19] Hou X H, Li H J, Wang C, *et al.* *Carbon*, 2000, **38**: 2095-2101.
- [20] Yasuo K, Yoshie I, Naohiro I, *et al.* *J. Alloys Comp.*, 2003, **355**: 148-153.
- [21] Fukuhara M. *J. Mater. Sci. Lett.*, 1993, **12**: 681-683.
- [22] Wolfenden A, Anthony A C, Singh M. *Scrip. Mater.*, 1999, **41** (6): 611-615.
- [23] 张佐光, 仲伟虹, 张大兴, 等. 北京航空航天大学学报, 1999, **25** (5): 499-501.
- [24] 尹洪峰, 任 耘, 王宏联, 等. 硅酸盐通报, 2001, **5**: 43-47.
- [25] Youngblood G E, Lewinsohn C, Jones R H, *et al.* *J. Nucl. Mater.*, 2001, **289**: 1-9.
- [26] Kister G, Harris B. *Compo.*, 2002, **A33**: 435-433.

Internal Friction of Continuous Fiber-reinforced SiC-matrix Composites

ZHANG Jun, XU Yong-Dong, ZHANG Li-Tong, CHENG Lai-Fei

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The internal friction of C/SiC and SiC/SiC composites was investigated by means of forced vibration from room temperature to 600°C under different strain amplitude, and the internal friction mechanism was also discussed. The results show that the internal friction of C/SiC composites decreases at first and then increases with increasing temperature, and the minimum of internal friction occurs at about 120°C. While the internal friction of SiC/SiC composites increases monotonically with the increase of temperature. C/SiC composites have a higher internal friction value and lower dynamic modulus than SiC/SiC composites. The internal friction of both C/SiC and SiC/SiC composites decreases when the strain amplitude is increased, while the dynamic modulus of both the composites is independent of the strain amplitude.

Key words SiC; composites; internal friction