

铝基复合材料在惯性导航仪表中的应用分析

张洪立 许奔荣 周海丽

(中国海鹰机电集团公司 北京 100074)

摘 要 根据惯性仪表的特性,对技术较成熟的碳化硅增强铝基复合材料的稳定性、精密加工性能等进行了分析。指出该材料在惯性仪表中应用的技术条件已经成熟。

关键词 金属基复合材料,惯性仪表,稳定性

Aluminum Matrix Composites in Inertial Guidance Instruments

Zhang Hongli Xu Benrong Zhou Haili

(China Seaeagle Electromechanics Group Beijing 100074)

Abstract Stability in use and precision machining features is analyzed for SiC reinforced aluminium matrix composites (SiC/Al) according to the needs of inertial instruments. It is predicted that this material would be applied soon to inertial guidance systems.

Key words Metal matrix composite material, Inertial instrument, Stability

1 前言

金属基复合材料(MMCs)作为镀材的部分替代产品,在航空航天、军工领域及汽车、光学电子仪表等行业中显示出很好的应用前景^[1]。自1994年起,不断有欧美国家惯导系统应用铝基复合材料的报道^[2]。国内在取得了有实际应用价值的理论成果的同时^[3~6],在应用技术上也取得了一些突破^[7,8]。国内有多家研究复合材料成型应用技术的机构,较

成熟和初步具备应用基础的技术有:搅拌法颗粒增强铝基复合材料熔模铸造成型;晶须增强复合材料挤压铸造和等温精密锻造成型及碳化硅颗粒增强复合材料粉末冶金(PM)成型技术。上述工艺从技术水平、设备条件和质量稳定性来看,均已达到实际应用水平,由于成型方法不同,材料各有特点,结构设计可比较选择(见表1)。

表1 几种 MMCs 工艺性能对照

Tab. 1 Features of several MMCs

材料	增强体尺寸/ μm	成型工艺	基体材料	机械加工	应用成本	适用场合
SiC _w /2024	0.5 ×100	挤压铸造	变形铝或铸铝	可加工	较高	扳、环、轴管类零件
SiC _p /ZL101A	10	熔模铸造	铸铝	可加工	低	结构复杂,薄壁,适合精密铸造的零件
SiC _p /LY12	3.5	粉末冶金	变形铝	易加工	高	型材,强度刚度要求高的零件

收稿日期:2000-07-04;修回日期:2000-12-20

张洪立,1966年出生,高级工程师,主要从事惯性仪表制造及复合材料技术研究工作

2 惯性仪表对结构材料的要求

2.1 尺寸稳定性高

平台或捷联式惯导系统基准由安装在台体或基座上的惯性元件提供信号,其安装基准面的法线即为惯性基准坐标轴方向,平台惯导系统精度要求为15,捷联系统为10。因此基准面相互间平行度、垂直度等几何尺寸保持稳定性非常重要,因为惯性仪表在装调出厂后,很难再对这类误差进行测量、补偿和标定。

2.1.1 应力形变小

结构件内部应力随时间推移而释放会造成几何变形误差,主要影响因素有加工和装配应力等。按照弹塑性力学理论^[9],应力引起的全应变包括可恢复的弹性应变和永久性的塑性应变。在基体中加入增强体颗粒,对基体晶粒滑移的约束性加强,体现出较高的抗塑性变形能力^[10]。试验表明,MMCs 复合材料应力变形比铝合金小近50%。

在安装惯性元部件时通常采用螺钉紧固,同时给零件施加了内应力。在不能改变连接方式的前提下,采用弹性模量高的材料是减小装配应力的最有效技术途径。另外,在长期存储条件下,安装在惯导系统结构件上的惯性元件及构件本身的重力会对结构件施加应力,从而产生蠕变。采用含陶瓷增强相的MMCs 可明显减小此变形。

2.1.2 温度形变小

惯导平台设有温控系统,关键组件工作温度在50~70;捷联惯导系统则温度变化范围较大,为-10~50。结构件生产、检测和装配环境温度均为20~30。结构件各部位厚度的不同、结构不对称性引起热膨胀量差异,产生基准面之间形位精度变化。平台式惯导系统的标定温度与工作温度基本一致,而捷联惯导系统则可能产生20的标定环境温度与使用工作温度差,基座的变形需要考虑。复合材料在这方面较铝合金有明显优势,两者热膨胀系数分别为 $15 \times 10^{-6}/\text{K}$ (20% SiC_p/Al)(体积分数)和 $23 \times 10^{-6}/\text{K}$ (ZL101A),前者变形较后者小30%。

通过对铝合金和MMCs 做温度循环后形变试验,证明在同等条件下,铝合金尺寸变化大于复合材料(7%增强体)一倍以上^[11]。

2.2 高比刚度

宇航材料工艺 2001年 第3期

高比刚度对惯性系统的好处是明显的,结构件几何尺寸的稳定性随刚性及塑性变形抗力的提高而增强。刚度提高也有利于惯性系统向高精度小型化发展。

2.2.1 减小受力变形和碰撞概率

惯导系统内部构件会对来自载体的激励产生响应,微观弹性应力应变关系式为:

$$\sigma = (1 + \nu) / E$$

其中, ν 为泊松比。可见此变形随材料弹性模量 E 提高而线性下降。复合材料零件的变形为铝合金的70%。力学形变的下降可减小碰撞概率。平台惯性仪表的发展方向是高精度、小型化,构件趋于薄壁复杂,各环架装配紧凑,间隙很小。虽然结构设计经过了应有的力学计算,但碰撞概率依然是不可忽视的。

在某平台惯性仪表零件有限元力学分析中,根据例试条件计算出ZL101A 构件最大变形 L_m 达2.5 mm,而间隙 L_r 为2.8 mm。系统虽通过了例行试验,碰撞概率 p_c 显然需要考虑,因为超出例试的力学环境条件也以一定碰撞基本概率 p_e 存在。

假设超出例试力学范围的事件以高斯正态分布。在铸件选取安全系数 n_s 为2.6时,3(均方根)覆盖99.7%的概率(超出 L_m 变量 $x > 0$)。

对于铝合金,碰撞概率 $P_{nl} = 3(L_r - L_m) / (n_s - 1)$,不发生碰撞的数学期望值由下式表示^[12]:

$$P(n) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^{0.56} e^{-x^2/2} dx = 0.42 \quad (1)$$

在铝合金零件中,碰撞概率 $p_{l1} = [1 - P(n)] e = 0.58 e$ 。

惯导系统力学环境试验规范是根据力学计算、仿真和试验数据而制定的,由于各种条件限制,取得与实际工作环境一致的数据很困难。另外,为适应小型化发展,一些飞机用惯性仪表被用于力学环境恶劣的导弹,这都可能增加 p_e 和碰撞这种小概率事件的概率。如某通过地面例试的产品在飞行试验时却不能正常工作就是此概率的体现。

需要指出,以上计算是基于惯性仪表以全概率($\pm 3\sigma$ 覆盖99.7%的概率)通过了例试。如果飞机用惯性仪表被用于导弹,力学动态范围的扩大将产生一个概率损失 s_e , p_e 将变为 $(p_e + s_e)$,使 p_c 增大。设 E_2 、 E_1 分别为复合材料和铝合金模量,采用

MMCs 结构件后,结构件形变为: $(E_2/E_1)L_m = 1.62$ mm。

对于复合材料碰撞点后移至: $P_{n2} = 2.2$, p_2 降低为 0.04。可见,提高结构件刚度指标是一种有效的解决途径。

2.2.2 减小振动放大

对于捷联系统来说,在没有减震环节的条件下,必须将载体 0~2 kHz 的振动频率中功率谱密度最大的频点或频段排除在惯导系统谐振频率一定范围以外,控制惯导系统振动响应放大系数,否则系统将无法正常工作。捷联惯导系统基座组件的力学响应式为:

$$[M]\{d^2 X/d^2 t\} + [C]\{dX/dt\} + [K]\{X\} = [F]$$

其中, $[M]$ 为广义质量矩阵, $[X]$ 为广义位移矩阵, $[C]$ 为广义阻尼矩阵, $[K]$ 为广义刚度矩阵, $[F]$ 为激励矩阵。

式中广义质量矩阵 $[M] = [m \ m \ m \ I_x \ I_y \ I_z]$ 元素为质量和沿三个坐标轴的转动惯量分量;广义阻尼矩阵 $[C] = [C_x \ C_y \ C_z \ C_{ix} \ C_{iy} \ C_{iz}]$ 元素为三个坐标轴向线性振动和扭转振动阻尼系数;广义刚度矩阵 $[K] = [K_x \ K_y \ K_z \ K_{ix} \ K_{iy} \ K_{iz}]$ 元素为三个坐标轴向线性刚度和扭转刚度;广义位移矩阵 $[X]$ 和激励矩阵 $[F]$ 含三个方向线位移、线性力及沿轴向角位移和扭矩, F 含变量时间 t 和频率 f 。

针对惯性仪表应用条件,飞行体及船舶等载体施加的线性力影响远大于扭转,角振动可忽略,因此方程简化为线性振动。

无论是平台式或捷联式惯性仪表,其安装连接方式为机械结构件、螺钉连接和轴承连接的综合,即振动恢复力为非线性;惯性系统阻尼由材料阻尼和滑移阻尼组成,呈非线性且各向异性。换句话说,惯性仪表频率响应是非线性振动。

在时域内采用谐波平衡法分析^[13],得到位移方程(y 、 z 向方程形式相同):

$$X = X_0 \exp\left(-\frac{C_x t}{2}\right) + a_1 \cos(\omega_x t + \phi_x)$$

其中, ω_x 为 x 方向上的谐振频率, ϕ_x 为 x 方向的相位。

实际振动试验中,频率响应曲线相对振幅峰值是一频段而非一个孤立点,证明了上述方程的合理性。一般用到 5 阶模态时,即可得到相当精确的结

果。

由特征方程^[14]: $K/m - [(1 + \dots)]^2 = 0$, K 为刚度, ω 为角频率。

得到 x 方向的基波谐振频率(y 、 z 向形式相同): $f_{x_1} = (1 + \dots)(K_{x_1}/m)^{1/2}/2$, 其中, f_{x_1} 为在铝合金中 x 方向的频率, K_{x_1} 为在铝合金中 x 方向的刚度。

根据试验,应用于飞行体上的捷联惯导系统谐振频率通常大于载体几个影响较大的频点。减小振动放大的一项措施是将惯导系统谐振频段后移,MMCs 可减小振幅 30%。

捷联系统基座是不等截面板状构件,刚度 K 与材料弹性模量 E 的力学关系为^[15]弹性体挠曲微分方程: $EI(x)d^2 z/d^2 x = M(x)$, 其中, $I(x)$ 为惯性矩, $M(x)$ 为弯矩。

假设采用两种弹性模量分别为 M_1 和 M_2 的材料,在 x_0 处受 z 向力 P 并产生形变 z_1 和 z_2 , 因为形变微小,在两种情况下惯性矩 $I(x)$ 和弯矩 $M(x)$ 近似不变,边界约束相同,因此:

$$E_1 z_1 = E_2 z_2 = \int_{x_0}^x \frac{M(x)}{I(x)} dx + Cx_0 + D \quad (2)$$

E_1 为铝合金的弹性模量, z_1 为铝合金在 z 向上的变形; E_2 为复合材料的弹性模量, z_2 为复合材料在 z 向上变形; C 、 D 为常数。

由虎克定律知: $K_1/K_2 = E_1/E_2$

对于该系统功率谱密度影响最大的频段为 1350 Hz~1750 Hz,频段后移 400 Hz 可使相对振幅减至 5 以下。根据频率方程,在质量一定的前提下,提高谐振频率意味着增加结构刚度 K 。如果结构件几何形状确定后,唯一的途径是采用高模量材料。采用 MMCs 替代铝合金,平均谐振频率提高幅度达到 25%。

2.3 高比强度

这是由惯性仪表应用场合决定的。飞行载体要求部件质量减到最小以增加飞行距离和降低能耗。较高的高比强度也有利于惯导系统小型化的发展趋势。

通过对强度较为敏感的惯导平台结构件(材料为 ZL101A,薄壁且形状复杂)的有限元分析,在飞行载体亚音速($M = 0.8$)模拟随机振动条件下,零件最大应力 70 MPa 仅达强度极限(210 MPa)的 30%。

宇航材料工艺 2001 年 第 3 期

2.4 高阻尼

由粘弹性系统频率响应曲线知,阻尼系数的增加可大幅度降低系统相对振幅。平台式惯性仪表主要通过橡胶式减振器来减小系统力学响应放大,本项指标对捷联系统更有意义。

决定捷联惯性仪表阻尼系数的结构阻尼由材料阻尼(材料固有特性)和滑移阻尼(螺纹连接产生)组成。在不改变连接方式的前提下,采用高阻尼的材料(如 MMCs)是提高系统阻尼系数的有效方法。

考察阻尼性能的主要方法是振动衰减法和阻尼量法。下图是中国科学院提供的体积分数为 20% 的 SiC_p/Al 复合材料与 LY12 材料的阻尼对照。

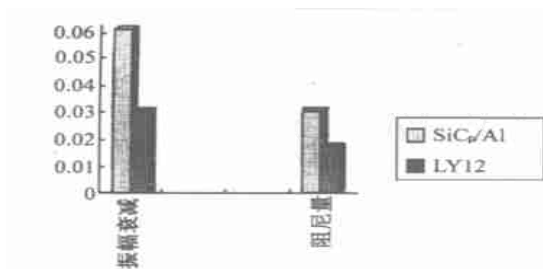


图 1 MMCs 与铝合金阻尼比较

Fig.1 Damp property of MMCs and Al alloy

振动衰减系数为两相邻振幅的比值对数,即: $R = (\ln |A_i / A_{i+1}|) / i$ (A_i 为第 i 个振幅);阻尼量为谐振峰衰减 3 dB 频率宽度与谐振频率比值。

由图可见, MMCs 的振动衰减对数和阻尼量较铝合金增加 80% 以上。在铝合金基体中加入陶瓷增强相后,室温下复合材料的阻尼主要由增强颗粒与基体材料间弹性模量的差异造成, MMCs 的损耗因子为纯铝的 10 倍,显著提高了振动能量消耗^[16]。研究表明,对于较硬的增强颗粒,弹性模量越高,材料整体阻尼性能越好^[17]。

2.5 精密机械加工性能

惯性仪表结构件的安装面精度要求很高,如台体的陀螺、加速度计安装面几何精度为 0.005/50 (mm),表面粗糙度 Ra0.8。一般在成形后需要精密加工。加入 SiC 晶须或颗粒后, MMCs 的机械加工性能与基体铝合金有本质区别。需采用合理的刀具材料、几何参数和加工工艺才能达到高效精密加工的目的^[18]。

从强度、伸长率、热导率看此材料均属于较易切削
宇航材料工艺 2001 年 第 3 期

削范围。加入硬而脆的 SiC 后,使铝基复合材料的延性下降,切削时材料塑性变形减小,故切削复合材料时切屑短小,与前刀面摩擦距离短,排屑容易,但由于 SiC 硬度很高,约为 HV3 000,故加工刀具后刀面磨损严重,切削力和摩擦力大,加工工艺性较铝合金困难。在对 SiC_p/ZL101A 材料的加工试验中,采用合理工艺,可达到 0.004/200 (mm) 的形位精度和尺寸精度及 Ra0.4 的表面粗糙度。

2.6 导热性能好

平台惯导系统采用温度控制来保证惯性元件的工作精度,系统在正常工作前需要一个包括热平衡及方位对准在内的准备周期,热传递速度快一方面可减小热平衡时间和缩短准备周期,提高该项技术指标;另一方面增加热平衡控制刚度,提高温度控制精度。

MMCs 以热导率很高的铝合金为基体,加入体积含量 20% 的陶瓷后热导率略有损失, MMCs 的导热性能依然良好。

3 结语

(1) 从材料物理力学性能看, MMCs 可作为钎材部分替代材料,适合惯导系统的特殊需要;

(2) 精铸、压铸和粉末冶金等制造碳化硅增强铝基复合材料的技术基本成熟,已进入小批量应用阶段,但成形工艺性差别较大,需根据结构件特点进行选择;

(3) 复合材料精密加工技术已经解决,存在合理工艺路线和参数;

(4) MMCs 对平台或捷联惯性仪表有不同贡献:对平台惯性仪表而言可提高系统精度稳定性,减小构件受力变形和碰撞概率,利于小型化发展;对捷联惯性仪表则可提高系统刚度、阻尼和谐振频率,减小振动放大并提高系统精度稳定性。

参考文献

- 1 王俊等. 颗粒增强金属基复合材料的制备技术和界面反应与控制. 铸造技术, 1998; (3): 39~41
- 2 徐文娟等. 短纤维增强铝基复合材料的热循环尺寸稳定性. 特种铸造及有色合金, 1999; (5): 28
- 3 方浩等. Al₂O₃ 短纤维/ SiC 颗粒混杂增强铝合金复合材料. 中国有色金属学报, 1999; (3): 31~32
- 4 樊建中等. Al₂O₃/ Al 陶瓷基复合材料的组织与性能. 复合材料学报, 1998; (5): 30~35
- 5 谢海华. 铸造铝基复合材料的凝固过程. 见: 陈金城.

- 1994 中国材料研讨会 [C], 1994 :83
- 6 章文峰. A review of fiber reinforced Al alloy matrix composites. *Journal of Materials Engineering*, 1999; (1) :40 ~ 43
 - 7 任德亮等. Study on the stir mixing fabricating process of SiC_p/Al composites. *Foundry Technology*, 1999; (2) :19 ~ 24
 - 8 Cao Y H et al. New materials of foreign missiles. *Winged Missiles Journal*, 2000; (3) :33
 - 9 张亦良等. 考虑塑性体积变化的弹塑性应力测量理论. *机械工程学报*, 1999; (4) :60 ~ 62
 - 10 Wu G H et al. Acta materiae compositae sinica. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 1998; (3) :11 ~ 13
 - 11 Donomoto T, Funatani K, Miura N et al. Ceramic fiber reinforced piston for high performance diesel engines, SAE Paper 8300 252, 1983 :49
 - 12 郑兆昌. *机械工程*. 北京 : 机械出版社, 1995 :752 ~ 766
 - 13 冯登泰. *应用非线性振动力学*. 中国铁道出版社, 1982 :258
 - 14 诸亦清. *非线性振动分析*. 理工大出版社, 1996 :479 ~ 491
 - 15 丁奎元. *工程力学*. 上海科技出版社, 1978 :322
 - 16 Wolfenden A et al. *Metal matrix composites: mechanisms and properties*. Boston : Academic Press, 1991 : 287
 - 17 Wu D H et al. Interaction of particles with solidifying front in Al₂O₃/Al-Si composites. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 1999; (2) :22 ~ 25
 - 18 Lee M et al. Role of deformation twin bands in the wear process of polycrystalline diamond tools. *Wear of Materials*. ASMR. New York, 1979 :485

(上接第 9 页)

- 26 Yajima S, Okamura K, Hayashi J. Structural analysis in continuous silicon carbide fiber of high tensile strength. *Chem. Lett.*, 1975 :1 209 ~ 1 212
- 27 Smith T L. Process for the production of silicon carbide by the pyrolysis of a polycarbosilane polymer. *Chem. Abstr.*, 1987; 106 (14) :106 920
- 28 Birot M, Pillot L-P, Dunogues J. Comprehensive chemistry of polycarbosilanes, polysilazanes, and polycarbosilazanes as precursors of ceramic. *Chem. Rev.*, 1995; 95(5) :1 443 ~ 1 477
- 29 Robert B, Corriu J P, Leclereq D, Mutin P H, Planeix J M, Vioux A. A precursor to silicon carbide. I preparation and characterization. *Organometallics*, 1991; 10(5) :1 457 ~ 1 461
- 30 Procopio L J, Berry D H. Dehydrogenative coupling of trialkylsilanes mediated by ruthenium phosphine complexes: catalytic synthesis of carbosilanes. *J. Am. Chem. Soc.*, 1991; 113(10) :4 039 ~ 4 040
- 31 Seyferth D, Wood G T, Tracy H J, Robison J L. Near-stoichiometric silicon carbide from an economical polysilane precursor. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1992; 75(5) :1 300 ~ 1 302
- 32 Zaltsman I S, Marchenko A P, Koidam G N, Pinchuk A M. Reduction of triamid-N-(arylsulfonyl) imidophos. *Zh. Obshch. Khim.*, 1985; 55(8) :1 882 ~ 1 883
- 33 杨一明, 陆逸, 谭自烈, 冯春祥. 用聚碳硅烷与其它聚合物的共混物制造 SiC 纤维. *材料科学进展*, 1988; 2(1) :40 ~ 42
- 34 Seyferth D, Lang H. Preparation of preceramic polymers via the metalation of poly(dimethylsilene). *Organometallics*, 1991; 10(3) :551 ~ 558
- 35 Yajima S, Hayashi J, Omori M. High-molecular-weight organosilicon compounds. *Chem. Abstr.*, 1977; 86 :30 940
- 36 Gronszky M C, Eckenfelder W. Flocc-loading biosorption criteria for the treatment of carbohydrate wastewaters. *Proc. Ind. Waste Conf.*, 1986; 41 st :37 ~ 47 (Eng.)
- 37 王浩, 李效东, 冯春祥, 彭平, 范小林. SiC 陶瓷纤维先驱体的研究动态. *宇航材料工艺*, 2000; 30(2) :13 ~ 16