复合材料学报 第31卷 第5期 10月 2014年
Acta Materiae Compositae Sinica Vol. 31 No. 5 October 2014

文章编号：1000-3851(2014)05-1228-10

金属基复合材料发展的挑战与机遇

武高辉*
（哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院，哈尔滨 150001）

摘　要： 装备技术的升级换代和转型为材料研发带来了前所未有的挑战，金属基复合材料(MMCs)具有极好的可设计性，可迎接这种挑战。有效地利用不同性质、形态、尺度的无机非金属及碳等材料作为MMCS增强体，可为其获得丰富的性能与功能，这是MMCs的未来发展趋势和机遇。简要介绍了笔者在MMCs设计研究中的几项尝试经验和实例，包括自润滑功能性界面设计、非烧蚀功能性设计、材料高温恒刚度性能设计、地磁屏蔽结构-功能一体化设计和高强韧固溶体界面设计，证明了MMCs性能与功能设计的有效性。

关键词： 金属基复合材料；自润滑；非烧蚀；恒刚度；地磁屏蔽；界面设计
中图分类号： TB331　　**文献标志码：** A

Development challenge and opportunity of metal matrix composites

WU Gaohui*
(School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The technical upgrading and transforming of equipments bring a great challenge to the materials investigation. Metal matrix composites (MMCs) show excellent designability to meet this challenge. Using various inorganic nonmetal materials and carbon with different properties, shapes and size as the reinforcements, MMCs can obtain versatile properties and functions, which is the trend and opportunity of the development of MMCs. Several attempts of the author on the research and design of MMCs are briefly introduced, including the design of self-lubricating interface, non-ablation functional materials, materials with constant stiffness at high temperatures, structural and functional integration of geomagnetic shielding materials, solid solution interface with high strength and ductility, to prove that the property and function design of MMCs are valid.

Keywords: metal matrix composites; self-lubrication; non-ablation; constant stiffness; geomagnetic shielding; interface design

国际上信息技术和电子技术的发展引发了机械装备的更新换代，中国迎来了装备升级换代和技术转型的新时期。以武器装备为例，技术发展的共同特点是速度更快、精度更高，这就要求结构小型化、轻量化，而要达成这一目标仅靠结构设计的优化其潜力十分有限，而改变结构材料在某些场合下几乎是唯一的方案。面对这种工业技术的飞跃，材料技术迎来了前所未有的挑战，也迎来了前所未有的发展机遇。金属基复合材料(MMCs)大多情况下是在金属基体中加入无机非金属增强体复合而成的新型材料，金属基体主要提供材料的宏观形态和基本物理特性，增强体提供材料的特殊性能与功能。可以用作增强体的无机非金属包括金属氧化物、金属碳化物和金属氮化物等种类繁多的陶瓷及碳材料，而其形态又有纤维、颗粒和空心球等多种形式，尺度涵盖纳米到无限长连续纤维，因此MMCs通过不同组分的组合可以获得优异的性能与丰富的功能，这是MMCs的发展潜力所在。笔者认为，

收稿日期： 2014-04-30；**录用日期：** 2014-07-18；**网络出版时间：** 2014-07-25 10:54
网络出版地址： www.cnki.net/kcms/detail/10.13801/j.cnki.fhclxb.20140725.004.html
基金项目： 国家自然科学基金(59771014，50071019)；国家自然科学基金重大研究计划(90816017)；武器装备预研基金(9140A09011509HT01)；总装备部基础预研(51312010414)
通讯作者： 武高辉，博士，教授，博士生导师，研究方向为金属基复合材料。 E-mail：wugh@hit.edu.cn

引用格式： *武高辉. 金属基复合材料发展的挑战与机遇[J]. 复合材料学报，2014，31(5)：1228-1237. Wu Gaohui. Development challenge and opportunity of metal matrix composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2014，31(5)：1228-1237.*

MMCs 的性能与设计是迎接这种挑战的有效技术手段。

本文简要介绍了笔者在 MMCs 设计研究中的几项尝试，包括自润滑功能性界面设计、非烧蚀功能性设计、材料高温恒刚度性能设计、地磁屏蔽结构-功能一体化设计和高强韧固溶体界面设计，以证明 MMCs 性能与功能设计的有效性。

1 TiB_2/Al 复合材料自润滑功能设计

自润滑材料的特性是低摩擦，根据自润滑轴承满足实际工程应用的标准，摩擦系数在 0.2 以下就可以算是自润滑材料[1-4]。

传统的自润滑材料一般采用固体润滑剂如石墨、二硫化钼和聚四氟乙烯(PTFE)等物质作为润滑相，这类摩擦副存在磨损物溅落致使失效的问题[5]，很多高精度滑动摩擦副要求高洁净环境，如气浮动压轴承不允许使用润滑剂，结构设计者期望有一种少溅落，最好无溅落的自润滑材料。研究发现，TiB_2/2024Al 复合材料在磨损过程中具有摩擦系数异常变小的现象[6]，随后进行深入研究[7-8]发现，TiB_2 在空气中与氧气发生反应 $TiB_2+5/2O_2 \rightarrow B_2O_3+TiO_2$，其中 TiO_2 本身具有减磨作用，而 B_2O_3 遇水生成硼酸 H_2BO_3，主要是 H_2BO_3 起到了减磨的作用。

笔者对复合材料进行了自润滑功能设计与制备研究。将微米和亚微米级别的 TiB_2 在 600 ℃大气环境中预氧化，再用压力浸渗方法制成 TiB_2/Al 复合材料。微观形貌如图 1(a)和图 1(b)所示，预氧化颗粒的表面生成了一层粗糙的氧化膜，与 2024Al 复合之后，这些氧化的产物仍然存留在基体组织中，如图 1(c)和图 1(d)所示。高分辨电子显微镜分析表明，TiB_2 与基体 Al 合金界面结合良好，界面由大量微晶 TiO_2 和非晶 B_2O_3 构成。这样，材料微观组织中生成了三维网状分布的润滑剂。在销盘式磨损试验机上进行了摩擦磨损试验，对磨盘为 GCr15 轴承钢，载荷为 50 g，图 2 为 TiB_2 体积分数为 30%和 45%的 TiB_2/Al 复合材料的摩擦系数曲线。曲线显示出复合材料实现了自润滑，随着 TiB_2 体积分数的增高或随着 TiB_2 颗粒的尺寸减小，TiB_2/Al 复合材料的自润滑效果越明显，颗粒尺寸影响更加显著，这是由于颗粒表面积随粒径尺寸减小而成二次方的关系增大。

复合材料润滑机制研究表明[9]，TiB_2/Al 复合材料的自润滑来源于2个过程：(1)复合过程中的

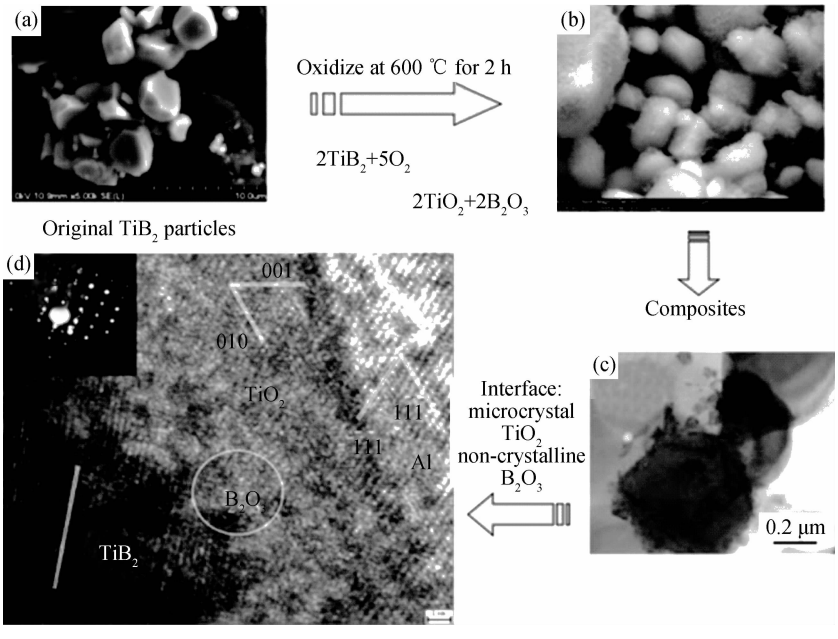

图 1 预氧化 TiB_2 粉体形貌及氧化界面 HREM 图像[8]

((a) 粉体形貌；(b) 粉体局部放大图像；(c) 粉体 TEM 照片；(d) 粉体氧化界面 HREM 图像)

Fig. 1 Morphology of pre-oxidization TiB_2 particle and HREM image of oxidization interface[8]((a) particle morphology; (b) magnified image of particle; (c) TEM image of particle; (d) HREM image of particle oxidization interface)

一次界面产物 B_2O_3 在加工表面形成 H_3BO_3；(2)在摩擦过程中，空气中的氧和水在闪温作用下与增强体 TiB_2 发生微区的化学反应，二次生成反应物 H_3BO_3，如果生成的硼酸数量足够多，可以完全覆盖材料的表面，材料就会具有自润滑特性。计算并试验验证了颗粒平均粒径为 1.6 μm 的 TiB_2/Al 在具有自润滑作用时的颗粒临界体积分数，当体积分数达到 32.2%之后即可实现自润滑，如图 3 所示。研究结果也间接解释了原位自生 TiB_2/Al 复合材料没有自润滑作用的原因。

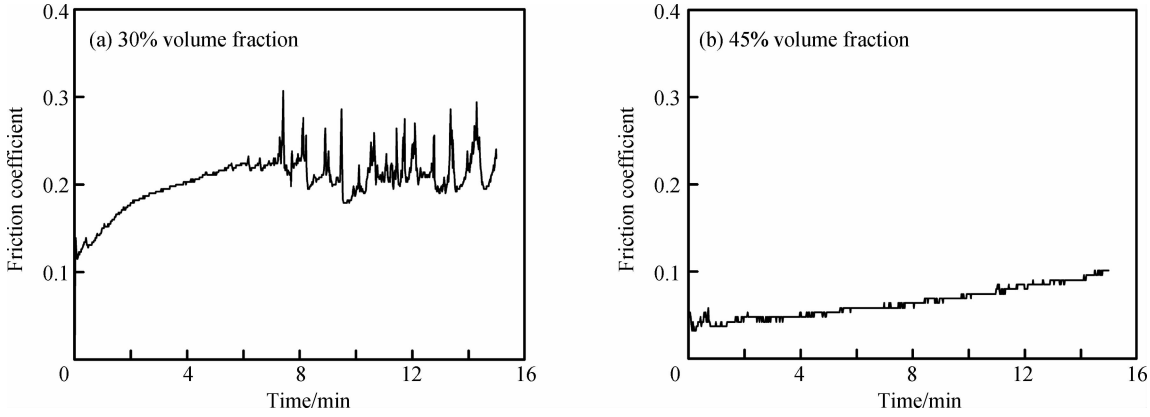

图 2　TiB_2 体积分数为 30%和 45%的 TiB_2/Al 复合材料的摩擦系数曲线

Fig. 2　Friction coefficient curves of TiB_2/Al composites with 30% and 40% volume fraction of TiB_2

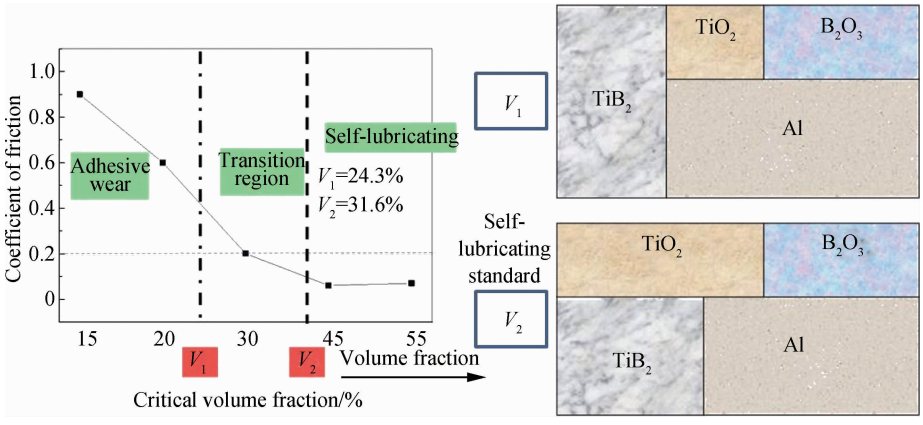

图 3　TiB_2/Al 自润滑条件的临界体积分数理论计算[8]

Fig. 3　Theoretical calculation of critical volume fraction of TiB_2/Al self-lubricating conditions[8]

采用这种材料加工出了缝纫机的自润滑滑动轴承，并通过了实际应用考核，图 4 为自润滑缝纫机滑动轴承照片。然而，体积分数的增加和耐磨性的提高都使得加工难度增加，这有其必然性，设计一种即耐磨又易加工的自润滑复合材料是结构设计师们向材料工作者提出的更高的要求。

图 4　自润滑缝纫机滑动轴承

Fig. 4　Sliding bearing of self-lubricating sewing machine

2　非烧蚀 MMCs 的耗散防热设计

飞行器的飞行速度达到 8～10 *Ma* 时，机翼前缘和鼻锥表面温度最高可达 2 700～3 000 ℃，结构设计要求在这样的高温和高速气流冲刷下必须保持非烧蚀，以保证精确的气动外形。这对现行的热防护材料和防热机制提出了严酷的挑战。

传统热防护材料主要为难熔 MMCs[10]、超高温陶瓷[11]、C/C 复合材料[12-14]和树脂基复合材料[15]等，其防热原理是多样的，但主要是依靠自身的高熔点“忍受”热流或依靠缓慢烧蚀来延长烧蚀时间。以提高材料熔点为出发点的设计理念下要达到

非烧蚀性能必然是增加成本的方法。

因此本文抛开“忍受”热流的思路而转向“利用”热流，提出了耗散防热的设计概念。向多孔石墨中添加低熔点和低沸点的还原性金属制备出低成本的材料。在烧蚀过程中，还原性金属先通过熔化和气化吸收热量构成热耗散，然后与氧反应生成氧化物陶瓷膜。生成陶瓷膜的结果有两层意义：一方面消耗了氧元素，阻断了石墨氧化的物质条件，成为氧耗散；另一方面氧化物陶瓷膜起到辐射换热和保护基体不被侵蚀的作用。这是一种新的热防护设计思想，还原性金属起到了氧耗散和热耗散的作用，称之为耗散剂，这种热防护材料称之为耗散防热材料[16-19]。

图 5 为石墨和浸渗了 Al20Si 耗散剂之后的 Al20Si/石墨耗散防热材料的微观组织[20]。从图5(a)中可以看出，基体石墨中存在大量几微米到几十微米之间的空隙；图 5(b)表明石墨中的大部分孔隙被耗散剂填充，得到了均匀、致密的组织，Al20Si 的体积分数为 20%。计算表明，Al20Si 的氧化反应吉布斯自由能远低于碳的，融化潜热为 18.61 kJ/mol，气化潜热为 307 kJ/mol，气化潜热较融化潜热高出 15 倍。

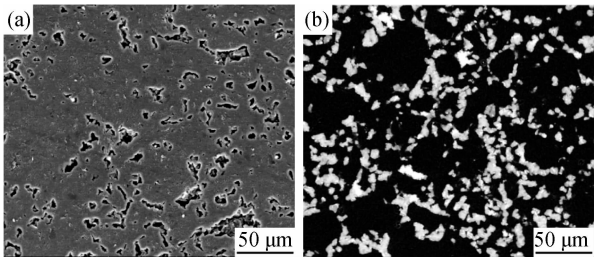

图 5　石墨与 Al20Si/石墨耗散防热材料的微观组织[20]
((a) 石墨基体；(b) Al20Si/石墨耗散防热材料)
Fig. 5　Microstructures of graphite and Al20Si/graphite dissipative thermal protective materials[20]
((a) graphite; (b) Al20Si/graphite dissipative thermal protective materials)

采用驻点烧蚀试验考察了 Al20Si/石墨耗散防热材料的耐烧蚀性能。试样的尺寸为∅15 mm×45 mm，焓值为 2 850 kJ/mol，驻点压力为 1.7 MPa，烧蚀时间为 100 s。Al20Si/石墨耗散防热材料的线烧蚀率为 0.4 μm/s，较基体石墨降低了 1 个数量级。Al20Si/石墨烧蚀后的形貌和表面陶瓷膜的 XRD 谱图如图 6 所示。可见在烧蚀表面形成了一层肉眼可见的陶瓷膜，烧蚀中心的陶瓷膜呈现波纹状(见图 6(b))，这是气流冲刷的结果。XRD 结果(见图 6(c))表明，这层陶瓷膜由莫来石($3Al_2O_3-2SiO_2$)和 Al_2O_3 组成。对烧蚀表面温度的监测表明，耗散防热材料的烧蚀温度较 C/C 复合材料表面温度低 400～500 ℃，热耗散效果显著。

可见在烧蚀过程中，耗散剂 Al20Si 发挥出热耗散和氧耗散的功能，在石墨表面生成的陶瓷膜被高速气流吹出波浪状的形貌特征表明陶瓷膜呈黏稠状，这对于增强陶瓷膜的黏附力，并缓解高速气流对石墨基体的剥蚀是有益的。

在飞行器鼻锥进行试验，不同材料的鼻锥烧蚀形貌对比如图 7 所示。在热焓为 3.0 MJ、烧蚀时间为 36 s 的烧蚀条件下，Al20Si/石墨耗散防热材料的线烧蚀率较传统碳/石英的低 1 个数量级，较传统碳/酚醛的低 2 个数量级。试验证实了耗散防热设计思想的正确性。

可以用于耗散防热的耗散剂有很多，在服役温度下氧化反应自由能低于 C 的原则上都可以作为耗散剂使用。目前金属元素高温氧化反应的吉布斯自由能的数据库尚不完善、计算结果还有待进一

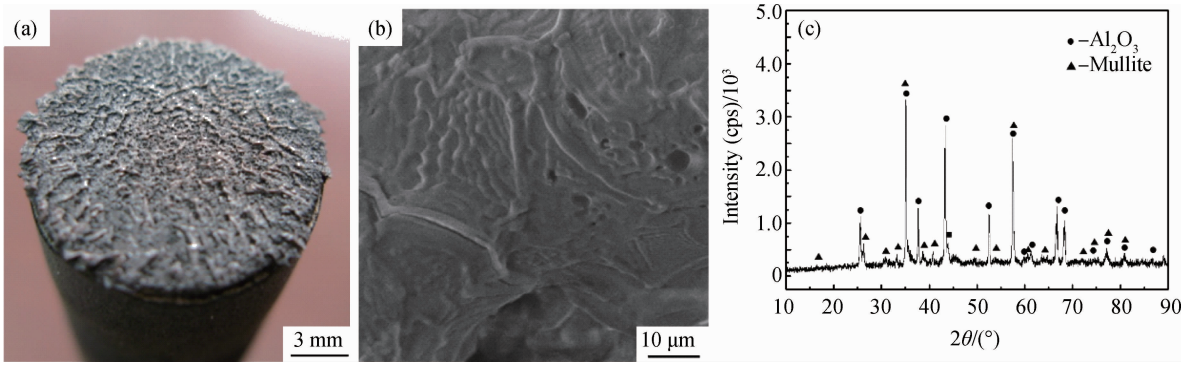

图 6　Al20Si/石墨烧蚀后的形貌和表面陶瓷膜的 XRD 谱图((a)宏观形貌；(b)微观形貌；(c)表面陶瓷膜 XRD 谱图)
Fig. 6　Morphologies of Al20Si/graphite after ablation and XRD pattern of surface ceramic coating
((a) macro morphology; (b) micro morphology; (c)XRD pattern of surface ceramic coating)

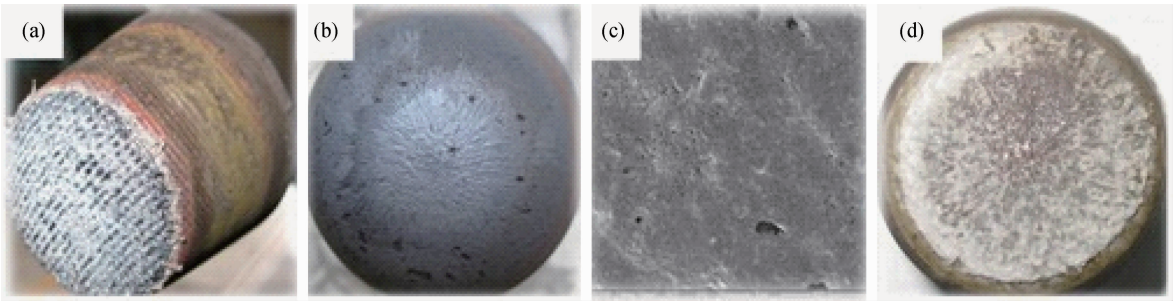

图 7　不同材料的鼻锥烧蚀形貌对比((a)碳/酚醛(线烧蚀率 0.283 3 mm/s);(b) Al2O3Si/石墨(线烧蚀率 0.001 7 mm/s);(c)Al2O3Si/石墨;(d)碳/石英(线烧蚀率 0.020 6 mm/s))

Fig. 7　Ablation morphology comparison of nose tip with several materials ((a) C_f/phenolic (linear ablation rate 0.283 3 mm/s); (b) Al2O3Si/graphite (linear ablation rate 0.001 7 mm/s); (c) Al2O3Si/graphite; (d) C_f/quartz (linear ablation rate 0.020 6 mm/s))

步验证。相比传统的 C/C 和 SiC/C 防热材料，耗散防热材料的可设计性及低成本是一大优势，但是由于耗散剂的含量有限(通常体积分数为 10%～20%)，所以其服役寿命也有限，进一步阐明非烧蚀机制、设计适合于不同服役环境的材料体系及延长非烧蚀寿命是未来要解决的关键问题。

3　MMCs 高温恒刚度设计

结构刚度是飞行器舱体首先要满足的性能指标，原因之一是保证制导精度，同时满足振动模态指标。传统的铝合金和镁合金舱体构件在机构服役过程中温度升高后，弹性模量随之降低，这将引起结构刚度下降以及谐振频率降低，影响飞行器控制精度，甚至引起颠覆性的破坏。

目前是从改善结构设计寻找解决方案的，带来的问题是结构重量的增加。如果设计一种随温度升高弹性模量也上升或者不变的材料，则可以为结构设计者提供一种更有效的技术途径，但是这种现象通常是违背物理学定律的。

笔者注意到 TiNi 形状记忆合金的特性，温度和应力诱发马氏体向奥氏体转变的同时合金的弹性模量发生跃升[21-22]，通过调整合金中 Ti 和 Ni 元素的原子比，可以改变这种引起跃升的相变温度[23]。如果采用这种合金纤维做铝合金的增强体，则有希望获得高温下弹性模量不下降的恒刚度特性。分别选用马氏体逆相变开始温度为 15、85 和 110 ℃的 TiNi 合金，合金中 Ni 元素的原子分数分别为 50%、50.3%和 50.6%，合金记为 $TiNi_{50}$、$TiNi_{50.3}$ 和 $TiNi_{50.6}$，将 TiNi 合金纤维加入到铝合金基体之中，制成 TiNi/Al 复合材料[24]。采用动态热机械分析法测试了频率为 1 Hz 时基体 Al 合金和 3 种 TiNi/Al 合金纤维增强铝基复合材料的储能模量，对比了 3 种 TiNi/Al 合金纤维增强铝基复合材料的相对储能模量随温度的变化，如图 8 所示。TiNi 合金相变前，$TiNi_{50}$/Al 和 $TiNi_{50.3}$/Al 复合材料的相对储能模量随温度的变化趋势与基体铝合金相似，呈下降趋势，到达相变温度之后复合材料的储能模量发生跃升，在随后的升温过程中始终维持在这一水平，从而实现了恒弹性性能。通过选用 3 种不同 TiNi 合金，制备的复合材料可以在不同的温度范围内实现恒弹性。由于 $TiNi_{50.6}$ 合金在室温时已经发生马氏体逆相变，因此 $TiNi_{50.6}$/Al 复合材料在室温到 300 ℃温度测试范围内储能模量不下降甚至略有提高。这对于一些对振动有着特殊要求的场合很有意义，例如飞行器的精密仪器固定支架，在温度升高之后不会因模量降低而发生较大的振动，从而保证了仪表的精度。

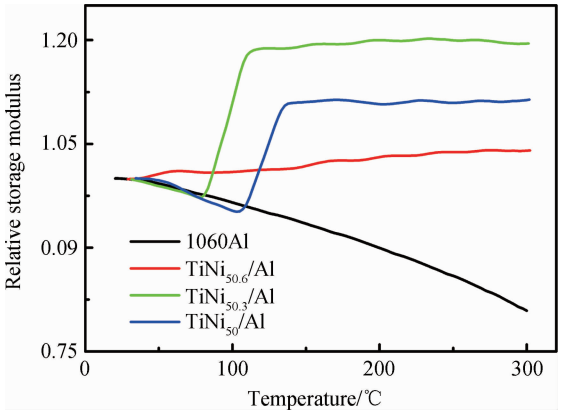

图 8　3 种 TiNi/Al 合金纤维增强铝基复合材料的相对储能模量随温度的变化

Fig. 8　Variation of relative storage modulus with temperature of three kinds of TiNi/Al alloy fiber reinforced Al matrix composites

通过对单向增强复合材料的研究结果进行分析，可以预计，将 TiNi 纤维编织成网状可以获得二维准各向同性的复合材料及其构件。无疑，这种材料的发明将会对高温工作部件提供减重、减振以及保持空间飞行状态时振动特性与地面振动特性设计的一致（“天地一致性”）等安全保障。

4 地磁屏蔽 MMCs 结构-功能一体化设计

电磁场无时无刻地存在于地面和空间环境中，对于高灵敏度的光电子设备形成的干扰越来越不能忽视[25]。而目前对于地磁场屏蔽的研究还较少，利用多层结构成为解决复杂环境下电磁屏蔽问题的重要途径[26-28]。原子钟和氢钟等高灵敏度设备通常采用多层坡莫合金板进行屏蔽，其原理是利用铁磁物质磁导率高和磁阻低的特点，对磁场进行旁路分流，从而达到磁屏蔽的目的，单层和多层结构屏蔽的磁场分流示意图如图 9 所示。由于多层坡莫合金板是宏观的多层结构，重量和体积大，不能满足轻量化、小型化的技术发展要求。

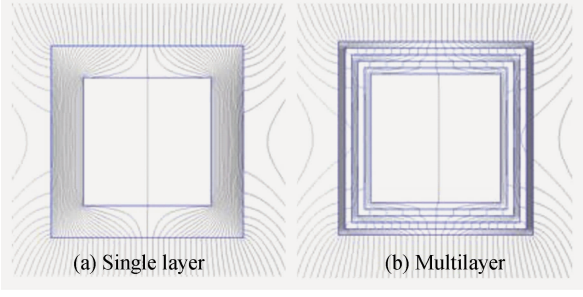

图 9 单层和多层结构屏蔽的磁场分流示意图

Fig. 9 Magnetic field shunting schematic of single layer and multilayer structure shielding

受多层屏蔽理论的启发，分析了磁路原理，笔者设计出一种微观上具有多层结构的金属层状复合材料，实现结构-功能一体化。旨在既能够高效屏蔽，又减小体积和重量。材料设计原理为模仿坡莫合金的成分，用表面改性的方法[29]在电工纯铁表面形成微观的多层坡莫合金（铁镍合金），得到微观上的铁基多层复合材料，通过各层对磁场的并联分流作用，获得良好的磁场屏蔽性能。

图 10 为 Fe－Ni 多层复合材料横截面微观组织分析[30]。表面合金化处理后，基体冷轧变形组织回复长大成等轴状晶组织，表面层 Ni 元素向基体内扩散，含量由表及里逐渐降低，呈梯度分布，于是微观上成分接近 1J85、1J79 和 1J50 等坡莫合金，近似于几种成分的坡莫合金的层状分布。

材料对磁场的屏蔽性能一般由磁屏蔽系数（SF）表示，$SF=H_0/H_S$，其中 H_0 为无屏蔽罩时的磁场强度，H_S 为有屏蔽罩时的磁场强度。图 11 为不同扩散处理条件下，Fe-Ni多层复合材料的地

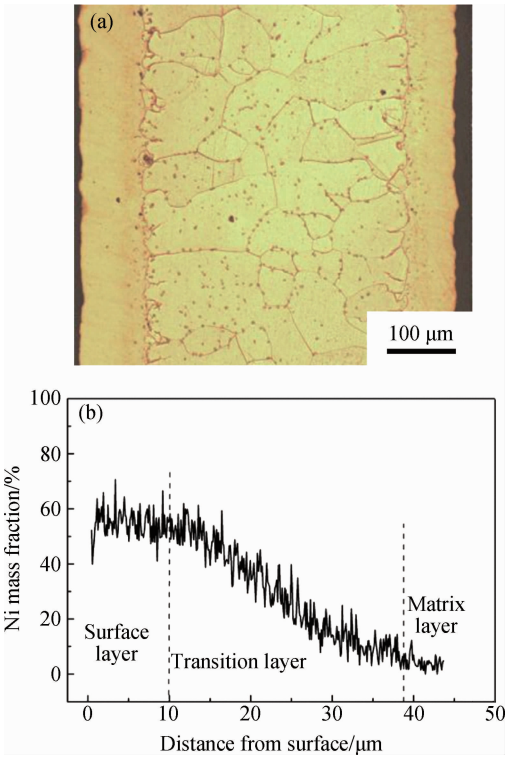

图 10 Fe－Ni 多层复合材料横截面微观组织分析[30]（(a)多层复合材料截面形貌；(b)截面上 Ni 元素成分分布）

Fig. 10 Microstructure analysis of Fe－Ni multilayer composites in cross-section[30]((a) cross-sectional morphology of multilayer composites; (b) Ni element component distribution in cross-section)

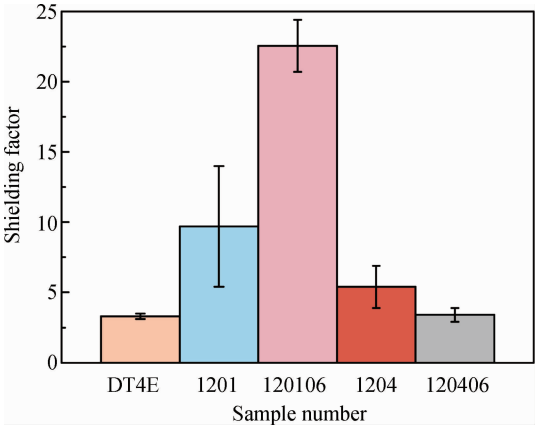

图 11 Fe－Ni 多层复合材料地磁屏蔽性能[30]

Fig. 11 Geomagnetic shielding properties of Fe－Ni multilayer composites[30]

磁屏蔽性能[30]。对原始的 Ni－Fe－Ni 多层结构方筒屏蔽罩在 1 200 ℃下分别进行保温 1 h 和 4 h 的扩散热处理得到 Fe－Ni 多层复合材料，分别记为 1201 和 1204 试样；再分别对 1201 和 1204 试样进行二次热处理后，得到 120106 和 120406 试样。本试验条件下 120106 试样表面能够生成 Ni 含量为 80％的坡莫合金层，从地磁屏蔽结果中可以看到 120106 试样相对于基体 DT4E 的地磁屏蔽性能提高了 8 倍左右，地磁屏蔽系数最高达 23。对于此类 Fe－Ni 多层复合材料，细观上坡莫合金的成分梯度变化具有 1J50、1J75 和 1J85 等不同种类坡莫合金的特性，宏观上可看做是坡莫合金-纯铁-坡莫合金的 3 层结构，对地磁场的屏蔽主要是通过各层的并联分流作用来实现。

图 12 为 1 200 ℃下保温 1 h 和二次热处理后得到的地磁屏蔽零件，在原来零件的基础上进行改性处理，静态漏磁率减小 50％，系统可用信噪比增大了 2 倍。这种材料设计方法为功能-结构一体化探讨了技术路径，有希望在轻量化和小型化上有所贡献。

图 12　1 200 ℃下保温 1 h 和二次热处理后的地磁屏蔽零件

Fig. 12　Geomagnetic shielding components after heat preservation at 1 200 ℃ for 1 h and secondary heat treatment

5　MMCs 高强韧固溶体界面设计

界面是 MMCs 载荷传递的媒介，是材料设计的核心内容。为获得高强度，在增强体表面改性以避免脆性界面反应的研究已有很大的进展，普遍认为适度界面反应有利于强度提高，何为“适度”尚无统一说法。作者分析，界面设计首先要解决润湿性问题，其次，要形成一定厚度的界面产物，使基体与增强体的物理性能(如热膨胀)有梯度过渡，在力学性能上有高强度和高塑性。作者提出了固溶体界面设计的设想[31-32]，固溶体对界面的双方都会浸润，界面可以达到晶体层面的结合，另一方面，根据金属材料的强化理论，金属固溶体往往具有较高的强塑性匹配，有希望获得高强韧性复合材料。这一设想首先在 W 纤维增强 Cu 复合材料上得到了验证。

W/Cu 复合材料在大尺寸动能弹、穿甲弹和钻地弹的应用中有很大的潜力，但是由于 W 与 Cu 几乎不浸润，其界面结合很差，致使长期以来难以实用化。如果 W 与 Cu 之间形成固溶体界面，则固溶体一侧与 W 固溶，另一侧与 Cu 固溶，这就将 W 与 Cu 桥接起来了，也自然解决了浸润性的问题。由二元合金相图可知，Ni 同时满足与 W 和 Cu 固溶的条件，Fe 室温下与 W 有很小的溶解度，也可以满足润湿和固溶条件。因此选择 Ni 和 Fe 作为主成分有可能获得固溶体界面。同时考虑到基体的强度匹配，优先选择含有 Ni 和 Fe 元素的高强 Cu 合金。对比可知 Cu82－Al10－Ni4－Fe4 合金满足设计要求，其成分为 Cu、Al、Fe 和 Ni。

采用真空压力浸渗技术制备了 W_f/CuAlNiFe 复合材料[33]。图 13 为 1 150 ℃下保温 45 min 后界面的 TEM 照片及 EDX 分析，电子衍射和能谱分析表明，界面产物为(Fe,Ni)固溶体，界面的 EDX 成分分析表明，在(Fe,Ni)固溶体中有 W 和 Cu 成分的连续过渡。

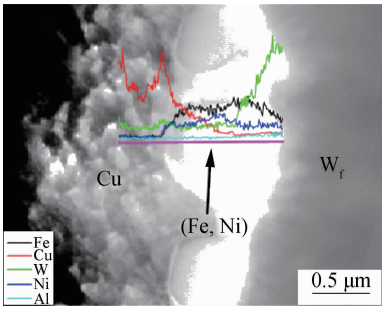

图 13　1 150 ℃下保温 45 min 后界面的 TEM 照片及 EDX 分析

Fig. 13　TEM photo and EDX analysis of interface after heat preservation for 45 min at 1 150 ℃

这就达到了界面设计的初衷：原本互不相溶的 W 和 Cu 在(Fe,Ni)固溶体的中介作用下分别向(Fe,Ni)中扩散，在(Fe,Ni)固溶体中发生融合。这表明，(Fe,Ni)固溶体起到了一个成分桥接的作用，使得互不相容的元素形成了合金，这种界面结合预期会有较高的界面结合强度。

图 14 为 W_f/Cu 和 W_f/CuAlNiFe 复合材料的弯曲应力-挠度曲线，其中 P 为载荷。钨纤维直径为 0.5 mm，体积分数为 80％。90°横向三点弯曲试

验显示复合材料的应力-挠度曲线与界面形态有很大关系，1 150 ℃下保温 45 min 获得固溶体界面的 W_f/CuAlNiFe 复合材料弯曲强度较无界面反应的 W_f/Cu 高出 7 倍。从图 15 (a)中的 W_f/Cu 复合材料的弯曲断口照片可以看到，W 纤维与 Cu 完全剥离，断裂发生在复合材料的界面，这是由于 Cu 与 W 的润湿性较差，界面是单纯的机械结合，强度低。图 15 (b)为 W_f/CuAlNiFe 复合材料的弯曲断口，可见断口表面是撕裂的纤维组织，说明复合材料的断裂是发生在 W 纤维内部，复合材料的界面强度高于 W 纤维径向撕裂的强度。

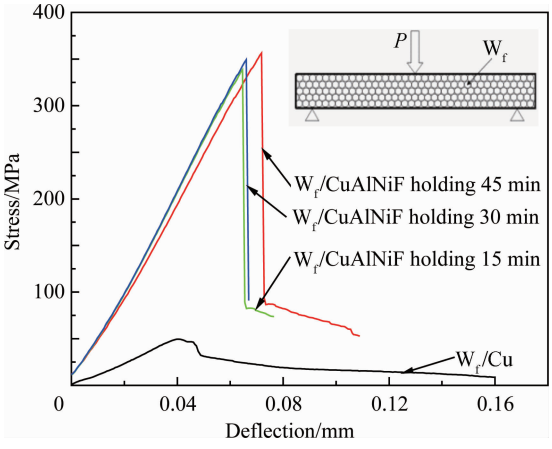

图 14　W_f/Cu 和 W_f/CuAlNiFe 复合材料的弯曲应力-挠度曲线

Fig. 14　Bending stress - deflection curves of W_f/Cu and W_f/CuAlNiFe composites

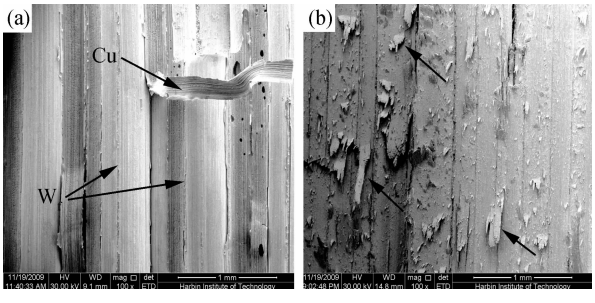

图 15　W_f/Cu(a)和 W_f/CuAlNiFe 复合材料(b)的弯曲断口照片[8, 31]

Fig. 15　Bending fracture photos of W_f/Cu (a) and W_f/CuAlNiFe composites(b)

图 16 为应变率 1 000 s^{-1}时，W_f/CuAlNiFe 复合材料的动态压缩应力-应变曲线。可以看到，4 种界面状态下 W_f/CuAlNiFe 复合材料的流动应力的峰值都达到了 2.3 GPa 左右，差别不大，但是塑性变形能力却有很大的差别。保温 15 min 时，复合材料在达到应力峰值后迅速下降，没有平缓的等应力变形台阶，这是界面还没有形成完善的固溶体界面的结果；保温 30 min 和 45 min 制备的 W_f/CuAlNiFe 复合材料在相同的应变下流动应力接近，并且都出现了明显的塑性变形，应变分别为 11.5%和 10.5%，这与界面形成的接近连续的(Fe,Ni)固溶体直接相关，高强韧性的界面为复合材料提供了高的动态力学性能；保温 60 min 的复合材料的应变量减小，只有 6.5%，同时材料的流动应力明显降低，这是形成固溶体的同时纤维损伤导致的结果。

采用 W_f/CuAlNiFe 复合材料和 93W 合金 2 种材料制成平头弹体，对混凝土靶进行侵彻对比试验，试验速度为 1.8 km/s，侵彻为正侵彻(撞击时弹体与混凝土靶呈 90°)，采用的设备为二级轻气炮。图 17 为 2 种弹体侵彻混凝土靶后的照片，结

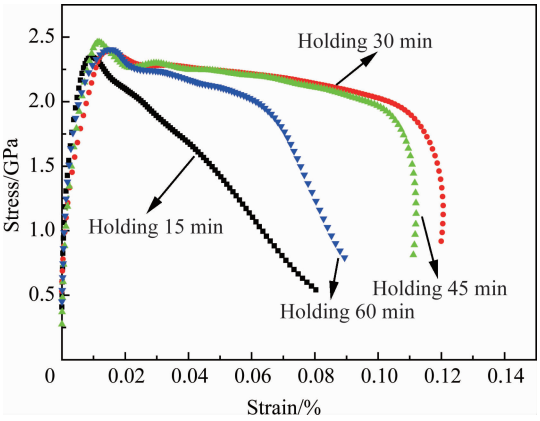

图 16　W_f/CuAlNiFe 复合材料的动态压缩应力-应变曲线

Fig. 16　Dynamic compression stress - strain curves of W_f/CuAlNiFe composites

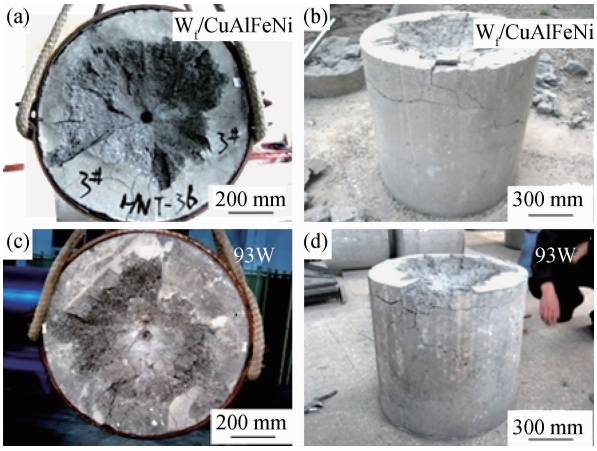

图 17　2 种弹体侵彻混凝土靶后的照片

Fig. 17　Photos of concrete target after penetrated by two projectile body

果表明，侵彻深度分别为 190 mm 和 192 mm，具有固溶体界面的 W_f/CuAlNiFe 复合材料具有与 93W 合金相媲美的侵彻性能，达到了最初的设计效果。

6 结　论

材料科学技术与工业技术历来都是相互牵引、相互促进不断发展起来的。基于可作为增强体的无机非金属、碳以及特殊金属材料的种类、形态、尺度及性能的多样性，金属基复合材料(MMCs)的性能与功能可设计性显现出巨大的发展空间。本文的工作证明，MMCs 的性能与功能设计是可行的、有效的。随着低成本制备工艺的日臻成熟，MMCs 性能与功能的多元化设计、材料制备成型一体化和结构-功能一体化将是应对这种不断涌现的挑战的有效的技术途径。

参考文献：

[1] 中国科学院金属研究所. GB/T 17754－2012 摩擦学术语[S]. 北京：中国标准出版社，2013.
Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences. GB/T 17754 － 2012 Tribology terminology [S]. Beijing: Standards Press of China, 2013.

[2] Bhushan B. Modern tribology [M]. Boca Raton, Florida: CRC Pess Inc, 2010: 1451.

[3] 广州机床研究所. 自润滑材料国内外概况 [J]. 润滑与密封，1979(2)：58-65.
Guangzhou Institute of Machine Tool. An overview of self-lubricating materials [J]. 1979(2): 58-65.

[4] 霍生伟，李长生，唐　华，等. $NbSe_2$/Cu 新型自润滑复合材料制备及其摩擦学性能 [J]. 复合材料学报，2013，30(4)：121-127.
Huo Shengwei, Li Changsheng, Tang Hua, et al. Preparation and tribological properties of copper matrix solid self-lubricant composites reinforced with $NbSe_2$ sheet [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013, 30(4): 121-127.

[5] 杨威锋. 固体自润滑材料及其研究趋势 [J]. 润滑与密封，2007，32(12)：118-120.
Yang Weifeng. The development of solid self-lubricating materials [J]. Lubrication Engineering, 2007, 32(12): 118-120.

[6] 修发贤. 高体积率 TiB_{2p}/LY12 的组织与机械性能 [D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2000.
Xiu Faxian. Microstructure and mechanical properties of high volume fraction TiB_{2p}/LY12 composite [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2000.

[7] Zhao M, Wu G H, Jiang L T, et al. Friction and wear properties of TiB_2P/Al composite [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2006, 37(11): 1916-1921.

[8] 武高辉，姜龙涛，陈国钦，等. 金属基复合材料界面反应控制研究进展 [J]. 中国材料进展，2012，31(7)：51-58.
Wu Gaohui, Jiang Longtao, Chen Guoqin, et al. Research progress on the control of interfacial reactions in metal matrix composites [J]. Materials China, 2012, 31(7): 51-58.

[9] 田首夫. TiB_2/Al 复合材料的自润滑机理研究 [D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2013.
Tian Shoufu. Study on self-lubrication mechanism for TiB_2/Al composite [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013.

[10] 宋桂明，孟庆昌，王玉金，等. TiC 和 ZrC 颗粒增强钨基复合材料的烧蚀研究 [J]. 固体火箭技术，2001，24(2)：48-52.
Song Guiming, Meng Qingchang, Wang Yujin, et al. Ablation of tungsten matrix composite reinforced by TiC and ZrC particles [J]. Journal of Solid Rocket Technology, 2001, 24(2): 48-52.

[11] 张　勇，何新波，曲选辉，等. 超高温材料的研究进展及应用 [J]. 材料导报，2007，21(12)：60-64.
Zhang Yong, He Xinbo, Qu Xuanhui, et al. Research progress and application of ultra high-temperature materials [J]. Materials Review, 2007, 21(12): 60-64.

[12] 易法军. 碳基复合材料超高温性能与烧蚀行为 [D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2001.
Yi Fajun. Ultra high temperature properties and ablation behavior of carbon-based composites [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2001.

[13] Chen Z K, Xiong X. Ablation behaviors of carbon/carbon composites with C－SiC－TaC multi-interlayers [J]. Applied Surface Science, 2009, 255(22): 9217-9223.

[14] Bruneton E, Narcy B, Oberlin A. Carbon－carbon composite prepared by a rapid densification process I: synthesis and physico-chemical data [J]. Carbon, 1997, 35(10－11): 1593-1598.

[15] 姜贵庆，刘连元. 高速气流传热与烧蚀热防护 [M]. 北京：国防工业出版社，2003：4-7.
Jiang Guiqing, Liu Lianyuan. Heat transfer of hypersonic gas and ablation thermal protection [M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2003: 4-7.

[16] 武高辉，陈　苏，白　雪，等. Al－Mg/C 耗散防热材料静态氧化模型 [J]. 稀有金属材料与工程，2010，39(1)：520-524
Wu Gaohui, Chen Su, Bai Xue, et al. Static oxidation model of Al－Mg/C dissipation thermal protection materials [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(1): 520-524.

[17] 武高辉，康鹏超，张　强. 基于新型防热机理的防热材料的设计与试验验证 [J]. 中国材料进展，2012，31(1)：56-60.
Wu Gaohui, Kang Pengchao, Zhang Qiang. Design and experimental verification of thermal protective materials based on the new thermal protective mechanism [J]. Materials Chi-

na，2012，31(1)：56-60.

[18] Li B Q，Kang P C，Gou H S，et al. Ablation mechanisms of interpenetrating Al20Si/graphite composites [J]. Ceramics International，2013，39(5)：4819-4824.

[19] 武高辉，陈 苏，张 强，等. 一种真空压力浸渗制备金属基复合材料的方法：中国，ZL200810064995.2 [P]. 2008-07-25.
Wu Gaohui，Chen Su，Zhang Qiang，et al. A method of preparing metal matrix composites by vacuum squeeze casting：Chinese Patent，ZL200810064995.2 [P]. 2008-07-25.

[20] 李冰清. Al20Si/Gr 耗散防热材料氧-乙炔和发动机燃烧室烧蚀性能研究 [D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2011.
Li Bingqing. Research on the $O_2-C_2H_2$ and ramjet combustor ablation resistance of Al20Si/Gr transpiring coolant materials [D]. Harbin：Harbin Institute of Technology，2011.

[21] Otsuka K，Ren X. Physical metallurgy of Ti - Ni - based shape memory alloys [J] . Progress in Materials Science，2005，50(5)：511-678.

[22] Angioni S L，Meo M，Foreman A. Impact damage resistance and damage suppression properties of shape memory alloys in hybrid composites—a review [J]. Smart Materials and Structures，2011，20(1)：013001.

[23] Frenzel J，George E P，Dlouhy A，et al. Influence of Ni on martensitic phase transformations in NiTi shape memory alloys [J]. Acta Materialia，2010，58(9)：3444-3458.

[24] Hu J，Zhang Q，Liu Y，et al. Phase transformation behaviors of TiNi fibers embedded in an aluminum matrix [J]. Journal of Alloys and Compounds，2014，589：491-497

[25] Koroglu S，Sergeant P，Umurkan N. Comparison of analytical finite element and neural network methods to study magnetic shielding [J]. Simulation Modelling Practice and Theory，2010，18(2)：206-216.

[26] Koroglu S，Umurkan N，Kilic O. Experimental performance investigation of double-layer shields at power frequency magnetic shielding [C] // Power Quality and Supply Reliability Conference Proceedings. 2008：207-210.

[27] 杨益航，王德志，林高用，等. 磁屏 Cu - Fe - Cu 叠层材料的轧制复合 [J]. 复合材料学报，2012，29(4)：126-131.
Yang Yihang，Wang Dezhi，Lin Gaoyong，et al. Cu - Fe - Cu laminated composite for electromagnetic shielding by roll - bonding [J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2012，29(4)：126-131.

[28] Hassan E，Ismaeil M，Mohammed A. Shielding effectiveness of multi-layered cylindrical and spherical magnetic shells for static fields [C] // National Radio Science Conference. 2009：15-20.

[29] 武高辉，陈 翔，张 强，等. 一种特种合金薄壁构件的制备方法：中国，ZL201010235117.X [P]. 2010-07-23.
Wu Gaohui，Chen Xiang，Zhang Qiang，et al. A preparing method of specific-alloy-thin-wall-member：Chinese Patent，ZL201010235117.X [P]. 2010-07-23.

[30] 陈 翔. 铁镍梯度合金的地磁屏蔽行为研究 [D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2010.
Chen Xiang. Study on magnetic shielding behavior of graded iron-nickel alloy [D]. Harbin：Harbin Institute of Technology，2010.

[31] Wu Z，Kang P C，Wu G H，et al. The effect of interface modification on fracture behavior of tungsten fiber reinforced copper matrix composites [J]. Materials Science and Engineering：A，2012，536：45-48.

[32] Wu Z，Kang P C，Wu G H，et al. Effect of heating process on fracture behaviors of W_f/Cu82Al10Fe4Ni4 composites [J]. Journal of Materials Science，2011，46(16)：5541-5545.

[33] 武高辉，吴 哲，康鹏超，等. 一种钨丝或钨合金丝增强复合材料棒：中国，ZL200910121355.5 [P]. 2012-07-13.
Wu Gaohui，Wu Zhe，Kang Pengchao，et al. Tungsten wire or tungsten alloy wire reinforced composite rod：Chinese Patent，ZL200910121355. 5 [P]. 2012-07-13.