

# 防弹陶瓷的研究现状与发展趋势

孙志杰 吴燕 张佐光 仲伟虹 沈建明

(北京航空航天大学材料科学与工程系 北京 100083)

**文 摘** 综述了防弹陶瓷的研究现状,介绍了两种典型的防弹陶瓷。对于  $\text{Al}_2\text{O}_3$  防弹陶瓷着重于复相结构的分析;对于  $\text{B}_4\text{C}$  着重于烧结工艺及陶瓷性能方面的概述。并对防弹陶瓷今后的发展进行了预测,列举了几种较新的防弹陶瓷材料并提出了将纳米复相陶瓷用于防弹方面的设想。

**关键词** 防弹陶瓷,纳米陶瓷, $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\text{B}_4\text{C}$

## Current Status and Development of Ballistic Ceramics

Sun Zhijie Wu Yan Zhang Zuoguang Zhong Weihong Shen Jianming

(Beijing University of Aeronautics and Astronautics Beijing 100083)

**Abstract** Current status of two typical ballistic ceramics is summarized in this paper.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ballistic ceramics is reviewed with emphasis on the bi-phase analysis and  $\text{B}_4\text{C}$  ballistic ceramics is reviewed with emphasis on sintering techniques and its properties. The development of ballistic ceramics has been analyzed, in which some kinds of new ballistic ceramics are introduced and some suggestions of using nanocomposites as new ballistic ceramics are given.

**Key words** Ballistic ceramic, Nanoceramics,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{B}_4\text{C}$

现代战争中,防弹装甲材料是不可缺少的生存之本,是军事武器的关键技术之一。以空军为例,随着地面防空力量的不断增强,对地攻击的军机面临着强大的地面火力,故而必须装备先进的防弹装甲材料,以便提高其抗弹生存能力<sup>[1]</sup>。据报道,海湾战争中击落的五架狂风式战斗机,其中四架是被地面武器打下的,可见现代武器的杀伤能力已经有了飞速发展,所以开展新一类防弹材料,特别是轻质高效防弹材料的研究,对加强国防建设和维护社会治安都有着极其重要的意义<sup>[2~4]</sup>。

从装甲材料的历史发展来看,从传统的金属材料(钢、铝),到现在先进的陶瓷材料、复合材料(聚合物基、金属基、陶瓷基),装甲材料一直向着轻量、高效的方向发展,装甲系统的轻量、高效对提高军机、坦克、装甲车辆以及作战人员的机动性、攻击力、战

场生存力来说至关重要。金属是现代装甲最主要使用的材料,从普通钢装甲发展到高硬度钢装甲,双硬度钢复合装甲乃至钛合金装甲,其防护能力不断提高。金属防弹材料对于坦克、军舰、装甲车等的防护起到了重要的作用。而对于军机和人体的近身防护,由于密度较大,因此会影响战术性能发挥。随后出现的防弹陶瓷、复合防弹材料以其较轻的质量及优异的性能价格比,而逐渐在众多领域取代了金属装甲。

### 1 防弹陶瓷材料的研究现状

早在1918年人们就发现,在金属表面覆着一层薄而硬的瓷釉面,可显著提高其抗弹性能。1962年,Goodyear 航空航天公司研制出了具有高硬度表面材料的复合装甲。美国人将  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷块粘到相对薄(约6 mm)的韧性铝背板上,用7.62 mm穿甲弹

收稿日期:2000-04-27;修回日期:2000-07-24

孙志杰,1951年出生,副教授,主要从事复合材料的研究工作

射击这种靶板,同时还借助于高速摄影和 HETP 有限差分计算程序对弹靶作用过程进行模拟,对陶瓷复合装甲防弹机理进行了深入的研究,故而他们的复合装甲技术领先于世界。1965 年,又推出了以  $B_4C$  为材质的防弹陶瓷装甲。 $B_4C$  陶瓷的硬度仅次于金刚石,达努氏硬度 2 900 以上,且其密度低 ( $2.5 \text{ g/cm}^3$ ),特别适合军用飞机作防弹面板材料。随后又发展了由陶瓷面板与先进的复合材料背板组成的防弹陶瓷复合装甲,70 年代后,美国等西方军事大国已将各种防弹陶瓷复合装甲在运兵车、坦克(如:挑战者坦克、M1A2 坦克等)、军机(如:A-4 攻击机、AH-64D 攻击型武装直升机、UH-60、RAH-66 武装机等)等装备上广泛应用。从各种防弹陶瓷材料的使用状况来看,特种防弹陶瓷以其优异的防弹性能、较轻的质量及相对便宜的价格成为使用最为广泛的防弹材料<sup>[5,6]</sup>。目前在主战坦克上将陶瓷用做间隙复合装甲的夹层材料更为普遍,这是因为陶瓷不仅能消耗穿甲弹的动能,还可借助高熔点的特性来制成各种曲面形状,分散破甲弹的熔融金属射流。

目前,国内外主要使用的特种防弹陶瓷有  $Al_2O_3$ 、 $B_4C$ 、SiC、 $TiB_2$ 、AlN、 $Si_3N_4$ 、Sialon 等,其性能见表 1。

表 1 几种常用装甲陶瓷的性能

Tab.1 Properties of several types of ballistic ceramics

陶瓷	密度/ $\text{g cm}^{-3}$	弹性模量/GPa	努氏硬度
$B_4C$	2.5	400	2 900
$Al_2O_3$	3.6~3.9	340	1 800
SiC	3.12~3.28	408~451	2 500
$TiB_2$	4.5	570	2 600
AlN	2.9~3.2	33	1 200
$Si_3N_4$	3.2	310	1 700
Sialon 101	3.23~3.26	288	-

从表 1 中可以看到  $B_4C$  硬度最高,而密度最低,一向被认为是较理想的装甲陶瓷,虽然其价格昂贵,但在保证性能条件下,以减重为首要前提的装甲系统中, $B_4C$  仍优先选择; $Al_2O_3$  虽抗弹能力略低,密度较大,但具有烧结性能好,工艺成熟,制品尺寸稳定,生产成本低且原料丰富等优点,因而得以广泛的使用;防弹性能介于  $B_4C$  和  $Al_2O_3$  之间的是 SiC,它的

硬度、弹性模量较高,密度居中,但由于工艺技术等的不完善使使用者较多的考虑前两种,故而 SiC 陶瓷的发展受到限制; $TiB_2$  的硬度和弹性模量较高,但其密度亦较高,故它被重型装甲所采用,可防大口径弹如反坦克弹的侵彻;对 AlN、 $Si_3N_4$ 、Sialon 等陶瓷,也对其抗弹性能有过探索。

## 2 两种典型的防弹陶瓷材料

在众多的防弹陶瓷材料中,应用最为广泛的是  $Al_2O_3$  及  $B_4C$  陶瓷体系,现对这两种体系的发展现状分别作简要介绍。

### 2.1 $Al_2O_3$ 防弹陶瓷

#### 2.1.1 氧化铝( $Al_2O_3$ )陶瓷简介

氧化铝( $Al_2O_3$ )陶瓷是化学键力很强的离子键化合物,具有高的熔点(2 050)和硬度( $Al_2O_3$  单晶体硬度可达莫氏硬度九级,仅次于金刚石),而且在 1 500 下仍能保持较高的硬度和强度。 $Al_2O_3$  陶瓷具有良好的抗氧化性和化学惰性,其主要缺点是脆性高,纯  $Al_2O_3$  陶瓷,维氏硬度一般(无压烧结)均小于 13 GPa。

正因为纯  $Al_2O_3$  陶瓷的高脆性和高烧结温度(一般无压烧结均在 1 700 左右或更高),除在烧结成型工艺上采用热压、热等静压方法外(这些方法将大幅度提高成本),主要是采取加入添加剂来降低烧成温度,促进烧结过程。就添加剂的种类而言,一类是与  $Al_2O_3$  生成固溶体;另一类是形成玻璃相熔体存在于  $Al_2O_3$  晶界。第一类添加剂是如  $TiO_2$ 、 $Cr_2O_3$ 、 $Fe_2O_3$ 、 $Mn_2O_3$  等变价氧化物,它们的晶格常数与  $Al_2O_3$  比较接近,故能与  $Al_2O_3$  形成固熔体相,再加上变价作用,增加了刚玉瓷的晶格缺陷,活化晶格,使瓷坯易于重结晶而烧结。

另一类添加剂如  $MgO$ 、 $SiO_2$ 、 $CaO$ 、 $SrO$ 、 $BaO$ 、 $MgF_2$ 、硼镁石( $2MgO \cdot B_2O_3 \cdot H_2O$ )等,由于它们能与  $Al_2O_3$  形成尖晶石( $Al_2O_3 \cdot MgO$ )或与其它外加物共同生成二元、三元或更复杂的低熔点共融物。由于它们的生成温度低,因此大大降低了烧结温度,且由于液相的填充作用,会将固体颗粒拉紧并填充气孔,提高陶瓷的致密度,同时对提高材料的机械强度、电学性能、促进  $Al_2O_3$  晶粒的细化等均有明显的效果,故它们是烧结  $Al_2O_3$  陶瓷必须加入的助剂。但这两种添加剂的加入并未形成第二相,更不能增加材料的

强度,以达到提高硬度的目的,因此,无论加入前者或后者的陶瓷一般均不能称为复相陶瓷,主要是因为前者与  $\text{Al}_2\text{O}_3$  形成有限或无限固熔体,仍然是单相  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷结构;后者虽然在晶界形成玻璃相,但在烧结过程中主要以液相存在,改变了原来的形态,结构和性能,不能发挥通常定义的补强、增韧作用。

### 2.1.2 复相氧化铝( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )陶瓷

为了进一步提高  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷的抗弹能力,人们除了从晶体界面、离子半径、化学键等考虑外,主要考虑加入第二相,即在  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷中加入补强增硬相。这一方法不仅对于  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,对其它的陶瓷基体如  $\text{Si}_3\text{N}_4$ 、 $\text{SiC}$ 、 $\text{SiO}_2$ 、 $\text{ZrO}_2$  等也有同样的效果。加入的添加剂可以是陶瓷颗粒(如  $\text{SiC}_p$ )或晶须(如  $\text{SiC}_w$ ),也可以是纯金属,所构成的陶瓷称为陶瓷基复合材料或复相陶瓷材料。

复相陶瓷从 60 年代开始研制并实现商品化,最初的研究目的主要是应用于工具陶瓷,目的在于增加材料韧性,减少脆性以及提高硬度和抗弯强度。

复相  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷,通常指加入  $\text{Al}_2\text{O}_3$  或其它基体中的第二相在烧结前后能独立存在并保持原有晶相材料的性能,与基体材料主要通过相界面(包括反应产物)相联系;对原位生长补强相,虽然产生于烧结过程,但仍有界面存在并保持其单独的力学性能。这方面,在  $\text{Si}_3\text{N}_4$  陶瓷中自生长  $\text{Si}_3\text{N}_4$  晶须作为补强相即为一例。

$\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷中加入最多的是  $\text{SiC}_w$ 、 $\text{SiC}_p$ 、 $\text{SiC}$  短纤、 $\text{TiC}_p$ 、 $\text{ZrO}_2$  (ZTA) 等作为复相。复相陶瓷虽然研究的很多,但将其用于防弹方面还很少提及。作者与有关单位研制了一种高性能复相  $\text{Al}_2\text{O}_3$  防弹陶瓷,它是在  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷中加入第二相( $\text{SiC}_p$ )来制得的。通过对制成品进行力学性能及实弹打靶测试,结果表明,这种复相陶瓷的各项性能指标(抗压强度、抗弯强度、断裂韧性及硬度)均有一定的提高,达到了设计要求,其防护性能比均一相的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷有大幅度提高。

## 2.2 $\text{B}_4\text{C}$ 防弹陶瓷

### 2.2.1 $\text{B}_4\text{C}$ 陶瓷简介

$\text{B}_4\text{C}$  由于其共价键的性质而具有较高的熔点,超常的硬度,尤其是近于恒定的高温硬度以及良好的力学性能,使其成为最有发展前途的高温耐磨材

料之一。 $\text{B}_4\text{C}$  的密度为  $2.5 \text{ g/cm}^3$ ,是陶瓷材料中最轻的,加之较高的弹性模量,因此用于军事装甲和空间领域是非常理想的。此外, $\text{B}_4\text{C}$  具有优异的中子吸收能力,可以广泛地用于核反应工程中<sup>[7]</sup>。

正是由于其共价键的性质, $\text{B}_4\text{C}$  比较难于烧结,因而增加了制备的难度;正是由于其超常的硬度, $\text{B}_4\text{C}$  才具有了极端的脆性,因而降低了在应用中的可靠性;并且, $\text{B}_4\text{C}$  易氧化,热稳定性低等都限制了该材料的进一步应用。然而,复合材料理论与技术的不断进步为该材料的新发展提供了契机。

硼碳化合物是在 1858 年发现的,1858 年首次出现在文献中,1894 年由 H. Moisson 在实验室里合成成功。在当时,人们并不十分清楚这种化合物的具体成分和结构,而只是猜测为一系列成分各异的化合物( $\text{B}_{16}\text{C} \sim \text{BC}_2$ )。直到 1934 年,经过大量的基本结构分析,才确定  $\text{B}_4\text{C}$  是唯一稳定的硼碳化合物,不久,电炉生产工业  $\text{B}_4\text{C}$  研究成功, $\text{B}_4\text{C}$  作为磨料碳化物开始在工业上得到应用。然而,人们很快发现尽管这种材料的硬度极高,但脆性高,易氧化,与金属亲和力强,使得用它制造切削工具的想法濒于破灭。在后来的一段时期,人们对它的研究主要集中在学术方面,有关  $\text{B}_4\text{C}$  的大量基础研究多是在这一时期完成的。

### 2.2.2 $\text{B}_4\text{C}$ 陶瓷的烧结

$\text{B}_4\text{C}$  属于共价键化合物(共价键占 90%以上),难于烧结,通常只有在高温高压下才能获得较高致密度的烧结体。即使是使用超细粉末,其烧结温度也接近熔点,如果不施加压力,烧结密度不会很高。原因很简单,即产生致密化过程所需要的晶界扩散和体扩散在 2000 以上才明显发生,而在 2000 以下,一般来说只发生强烈的表面扩散(1500 ~ 1800)和蒸发—凝聚过程(>1800)。对于热压烧结,其致密化主要通过晶粒滑动、塑性变形、扩散蠕变以及后期的体扩散过程来激发。Kerler 等人将  $\text{B}_4\text{C}$  的热压烧结过程分为四个阶段,分别对应的致密化机制为塑性流动、粘性流动、晶界扩散和体扩散。Angers 和 Beanvy 通过研究烧结条件和粉末性质对工业  $\text{B}_4\text{C}$  热压烧结行为的影响发现,施加压力是必要的,但加大压力并不等于就能大大降低烧结温度,比如,在 2150 以上,烧结过程与继续升高压力并无明显关系。

B<sub>4</sub>C与金属的亲合力强,几乎能与所有的金属发生反应并形成相应的金属硼化物和石墨,石墨的析出使得试图像硬质合金那样建立 B<sub>4</sub>C - Me 材料体系的想法几乎不可能实现。当然,在反应过程极其缓慢的条件下可试用其它方法获得类似硬质合金的 B<sub>4</sub>C - Me 材料体系,如 Halverson 等人采用往疏松的 B<sub>4</sub>C 坯体内渗铝的方法获得韧性和耐磨性都非常好的材料。

### 2.2.3 B<sub>4</sub>C 陶瓷的性能

碳化硼最重要的性能是超常的硬度(35 GPa ~ 45 GPa),尤其是近于恒定的高温硬度是其它材料所无法比拟的。高温硬度研究发现,当温度超过 400 和 1 000 时,B<sub>4</sub>C 的硬度会分别超过立方氮化硼和金刚石,成为最硬的材料,这一温度范围正是重要的工程温度范围。B<sub>4</sub>C 的硬度对成分和组织比较敏感,偏离化学计量成分的 B<sub>4</sub>C 的硬度要下降,此外,烧结添加剂的使用也会导致硬度的下降。

工业用 B<sub>4</sub>C 的强度和韧性比较低,这主要是由于组织粗大(约 250 μm)、缺陷多、致密度不高所致。通过提高烧结密度、细化晶粒等基本途径可以明显地改善强度,但断裂韧性增加不大,这与单相材料本身的局限性有关。因此,要想减轻 B<sub>4</sub>C 的穿晶断裂的倾向,增加断裂韧性,走“复合”之路似乎是最好的选择。

## 3 防弹陶瓷的发展趋势

防弹材料在飞速发展的同时也带来了反防弹装甲技术的进一步加强,反装甲技术的研究已使国外装备的穿甲弹威力达到 880 mmHRA ~ 900 mmHRA (标准均轧钢板,下同),破甲弹威力达到 1 250 mmHRA,因此各国正努力开发下一代防弹装甲,根据分析和预测:2000 年到 2020 年国外新型防弹材料水平如表 2 所示<sup>[8]</sup>。

表 2 国外新型防弹装甲材料发展的预期水平(防护系数)

Tab.2 Expected level of the new ballistic materials in the world

年份	装甲钢		先进复合材料		陶瓷	
	抗穿甲	抗破甲	抗穿甲	抗破甲	抗穿甲	抗破甲
2000	1.6	1.8	2.5	4.0	3.0~3.5	5.5~6.0
2010	1.8	2.0	3.0	4.5	4.0	6.5
2020	>2.0	>2.2	>3.5	>5.0	>4.5	>7.0

由表 2 可知,即使到了 2020 年,特种陶瓷作为防弹材料,其防护系数仍然最高,是最有希望的防弹材料之一。

### 3.1 几种较新的防弹陶瓷材料

目前新开发出的均质高效防弹陶瓷包括 BeO 陶瓷,其防弹性能和 B<sub>4</sub>C 接近,但其生产工艺要比 B<sub>4</sub>C 简单,而且生产成本仅为 B<sub>4</sub>C 的一半;另一种是高纯氧化铝陶瓷,其压缩强度高达 4 470 MPa,远大于普通的氧化铝陶瓷,生产者的目的是想用低成本的材料制成高性能的制品;有人研究将 TiC 陶瓷制成 TiC - Ni - Mo 混合体系后,其防弹性能有所提高,且金属含量为 10 % 时混合体系的防弹效果最佳。金属材料的加入,提高了体系的韧性,但降低了体系的压缩强度,韧性的提高对防弹性能的提高大于由于压缩强度的下降而降低的防弹性能,因而综合效果是使体系的抗弹能力提高。也有研究者在探索新型的梯度功能材料(FGM),它是通过精心设计和采用特殊的工艺,使陶瓷与金属的复合物组分、结构能连续的变化,同时由陶瓷侧过渡到金属侧物性参数也是连续变化的复合材料。有人在 Be<sub>4</sub>B 陶瓷合金的研究工作中发现:在 Be<sub>4</sub>B 体系中加入 Be 可以制成一种屈服材料,从而制成梯度材料应用于轻质装甲。靶板的中部到冲击表面是纯 Be<sub>4</sub>B,从中部到冲击背面,Be 的体积分数逐渐增加到 10 %。这样冲击面保持了原有的硬度和压缩强度,冲击背面增加了韧性,同时降低了体系的密度。有人将蜂窝材料引入了防弹陶瓷,他们将 Be 蜂窝结构引入陶瓷靶板的后部,制成含蜂窝结构的复合装甲。靶试结果表明:在相同的防护能力下,该体系比 Be<sub>4</sub>B 装甲减重 15 %<sup>[9]</sup>。

### 3.2 纳米复相陶瓷材料

自从 80 年代末,Niihara 等报道了一系列材料中添加亚微米级或纳米级分散相粒子后具有极高的性能以来,纳米复合材料的研究已成为材料科学领域的一个新热点。表 3 中选列了国内近期文献报道的纳米复相陶瓷材料的力学性能<sup>[10]</sup>。比较国内外的材料可知,效果最为显著的是 Niihara 等发表的结果:不同系列的陶瓷断裂强度提高 2 倍 ~ 3 倍,断裂韧性提高了 2 倍 ~ 4 倍,最高的使用温度可以达到 1 200 ~ 1 500,其中 MgO/SiC(n) 陶瓷使用温度从原来的 600 提高到 1 400,其它几乎所有研究

结果均达不到如此高的水平。

表3 纳米复合陶瓷材料力学性能<sup>[10~12]</sup>  
Tab.3 Mechanical properties of nanoceramics

材料	断裂强度	断裂韧性	维氏硬度
	/MPa	/MPa $\cdot\text{m}^{\frac{1}{2}}$	/GPa
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - SiC	1 500	4.7	22.1
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> - SiC(n)	1 300	7.5	18.3
ZrO <sub>2</sub> - Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (n)	910	10.2	12
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - [SiC + Zr](n)	1 700	6.0	20.5
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - TiC	600	-	-
金属 - TiC	-	15.7	-

从表中的数据可以看出不同体系的纳米复相陶瓷其力学性能均比普通防弹陶瓷有较大提高,在近期的文献中我们还未看到有人将纳米陶瓷用于防弹方面,但仅凭以上的几组数据就可看出,纳米复相陶瓷对防弹陶瓷性能的提高有不可估量的潜力,不失为以后发展的主要方向。陶瓷最大的弱点,就是它的脆性,目前仅有几种方法可用来在补偿它的弱点的同时提高强度。按照 Griffith 的方法,脆性材料的断裂强度只能通过提高断裂韧性或减小临界裂纹尺寸来获得增强<sup>[13]</sup>。通过在陶瓷的微观结构中加入不同的能量分散元素可使其断裂韧性得到提高,这些元素(成分)包括晶须、晶片或微粒。这种增强是通过偏移裂纹或提供连接成分以预防裂纹进一步扩张来实现的;另一种方法是在陶瓷母体中加入金属成分来形成裂纹连接元素以便在塑性变形时吸收能量;另外,通过加入第二相也取得了很好的效果,加入的第二相是连接由裂纹生长的应力场激发的体积膨胀区的过渡相,这种方法也可以阻止裂纹的生长。现在还不清楚以上提到的韧化、强化力学性能的方法中的一种或几种是否可应用于陶瓷纳米复合材料,但肯定会对我们的研究有所帮助。

复相陶瓷中的纳米相以三种形式存在:一种是分布在微米级陶瓷晶粒之间的晶间(intergranular)纳米相;一种是“嵌入”基质晶粒内部,被称为晶内(intragranular)纳米相或“内晶型”结构;最后一种是晶内/晶间复合结构<sup>[14]</sup>。由于纳米 SiC 微粒所处晶内、晶间位置的不同,在两相间产生局部张应力或压应力及穿晶断裂和多重界面,从而对材料的力学性能

起到重要的影响。研究表明,纳米第二相能在一定范围内增加复相陶瓷的断裂韧性、断裂强度、硬度及高温性能;纳米弥散相尺寸分布越集中,则陶瓷晶粒越细,密度越高;致密化后的纳米复合陶瓷进行机械加工、热处理(或高温氧化处理)等后处理,均可改变试样的应力状态和组织,从而对性能产生影响;较大的第二相纳米级颗粒常分布在陶瓷基体的晶界,而尺寸较小的纳米颗粒越易形成“内晶型”结构;最有利于力学性能提高的结构就为内晶型。内晶型的断裂模式主要是穿晶断裂。

作为防弹材料,我们主要关心的是纳米复合材料的硬度值。Koehler 提出,纳米复合材料中高硬度粒子的尺寸减小到纳米尺度时,内部位错极少,具有高强度、高硬度;且其弥散的分布对强度较低基体中位错的增值和移动有钉扎作用,从而提高强度。

#### 4 结语

防弹材料是关系到国家安全和社会治安不可缺少的保障要素,以后的研究中不仅要纵向考虑,即现有防弹材料防弹潜力的进一步挖掘,更要进行横向考虑,即开发出性能更为优良的新型防弹材料,在这方面纳米复相陶瓷有很广阔的发展前景。纳米复相陶瓷是近十几年来才开发出的新型材料,在许多方面需要做更进一步系统的研究。通过对母相、纳米相对力学性能贡献、影响的研究;通过对制备工艺、强韧硬化机理等的研究,必将推动纳米复相陶瓷的实用化进程,以便制备出理想的高性能防弹陶瓷材料,为我国的国防事业贡献力量。

#### 参考文献

- 1 张佐光,宋焕成等. 武装直升机轻型复合防弹技术. 航空制造工程,1995;(11):33~34
- 2 Gary Savage. Ceramic armor. Metals and Materials,1990;(8):481~492
- 3 Anderson Charles E. The ballistic performance of confined Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic tiles. Int. J. Impact Engng,1992;12(2):167~187
- 4 Buckley Horsfall D. The effect of through-thickness cracks on the ballistic performance of ceramic armor systems. Int. J. Impact Engng,1996;18(3):309~318
- 5 Rozenberg Z, Yeshurun Y. The relation between ballistic efficiency and compressive strength of ceramic tiles. Int. J. Impact Engng,1998;7(3):357~362

(下转第 23 页)

posium, 1998:1 660

5 Vastava R B et al. An assessment of E-beam technology for aircraft application. In: 43rd International SAMPE Symposium, 1998:1 681

6 Veitch L C et al. An assessment of the DARPA affordable polymer matrix composite program. In: 29th international SAMPE Technical Conference, 1997:220

7 Frances Abrams. An analysis of E-beam potential in aerospace composite manufacturing. In: 42nd International SAMPE Symposium, 1997:548

8 Richard Foedinger et al. Electron beam curing of filament wound composite pressure vessels. In: 44th International SAMPE Symposium, 1999:248

9 Saunders C B et al. Electron-beam curing of filament-wound carbon fiber composites. In: 36th international SAMPE Symposium, 1991:546

10 林德春,张德雄. 固体火箭发动机复合材料壳体的电子束固化. 见:全国第十届复合材料学术会议论文集,

1998:190

11 Gauser T et al. Electron-beam curing of thick thermoset composite matrices. Polymer, 1999;40:5 297

12 Gausti F et al. Pressure vessels: a possible application of low energy E-beam curing. In: 44th International SAMPE Symposium, 1999:1 345

13 Fanucci J P et al. Production and repair of pultruded composite sandwich panels using UV- and E-beam cured resins. In: 44th International SAMPE Symposium, 1999:619

14 University of Warwick. Corners and Curves: New Opportunities for Pultrusion Reinforced Plastics, March 2000:54

15 Godman D L et al. Automated tape placement with in-situ electron beam cure. In: 44th International SAMPE Symposium, 1999:269

16 Yen A et al. E-beam curing for in-situ automated tape placement. In: 30th International SAMPE Technical Conference, 1999:149

---

(上接第 14 页)

6 Woodward Raymond L. A simple one-dimension approach to modeling ceramic composite armor defeat. Int. J. Impact Engng, 1990;19(4):455~474

7 唐国宏. 碳化硼基多相超硬材料系统研究. 北京航空航天大学博士学位论文, 1993

8 汪庆荣. 现代军用高技术. 军事出版社, 1993:151~168

9 曾汉民. 高技术新材料要览. 中国科学技术出版社, 1993:236~580

10 王宏志,高濂,郭景坤. SiC 颗粒尺寸对 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - SiC

纳米复合陶瓷的影响. 无机材料学报, 1999;14(4):679~683

11 顾培芷,张伟儒,李勇等. 采用有机先驱体制备 SiN/SiC 纳米复相陶瓷. 硅酸盐学报, 1999;23(3):266~271

12 高濂,王宏志,洪金生. 放电等离子超快速烧结 SiC - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 纳米复相陶瓷. 无机材料学报, 1999;14(1):55~59

13 Martin Sternizke. Review: Structural ceramic nanocomposites. Journal of the European Ceramic Society, 1997; 17:1 061~1 082

14 王昕,孙康宁,尹衍升等. 纳米复合陶瓷材料研究进展. 复合材料学报, 1999;16(1):105~109