

文章编号: 1000-324X(2002)01-0010-07

层状复合陶瓷材料的研究进展

李冬云, 乔冠军, 金志浩

(西安交通大学材料学院金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

摘 要: 层状复合陶瓷材料是目前陶瓷增韧的最有效途径之一, 有着广泛的应用前景, 是陶瓷增韧研究的热点, 近年来发展很快. 本文介绍了层状复合陶瓷材料的结构设计、制备、特点以及主要强化机制, 综述了几种不同体系层状复合陶瓷材料的国内外研究进展情况, 并探讨了层状复合陶瓷材料的弱点及今后应进一步研究的若干问题.

关 键 词: 层状复合; 陶瓷; 研究进展; 强化

中图分类号: TQ 174 **文献标识码:** A

1 引言

陶瓷材料具有耐高温、耐磨损、耐腐蚀、重量轻等很多优点, 在能源、冶金、石油化工、航天航空等领域有着广泛的应用前景. 但是, 陶瓷材料本身脆性大, 对缺陷十分敏感, 导致使用可靠性和可重复性差, 限制了其应用. 因此, 增加陶瓷材料的韧性, 提高其使用可靠性, 一直是结构陶瓷材料研究的重点.

为了有效地提高陶瓷材料的韧性, 材料科学工作者们进行了各种尝试. 目前常用的陶瓷材料强韧化方法主要有两类: 一类是消除或减少陶瓷材料中的原始裂纹缺陷; 另一类是通过添加增韧相来提高陶瓷的韧性, 例如纤维或晶须增韧补强、相变增韧、颗粒弥散增韧等. 这些方法虽然都取得了一定程度的进展, 但都存在着不足. 消除或减少陶瓷材料中的原始裂纹缺陷法受陶瓷材料制备和加工工艺的限制, 常常事倍而功半; 长纤维增韧虽然效果较好, 但实用化的陶瓷/纤维体系少, 且工艺复杂、生产周期长、成本高; 晶须增韧由于晶须尺寸较小而效果有限, 且晶须对人体健康有害; 相变增韧在高温下会失效; 颗粒弥散增韧效果也有限. 总之, 目前常用的陶瓷材料强韧化方法很难从根本上解决陶瓷材料脆性大的弱点. 因此, 寻求新的陶瓷强韧化方法十分必要. 近年来出现的层状复合技术具有强韧化效果显著、材料体系多、使用温度高等优点, 是目前陶瓷强韧化的最有效途径之一, 近年来发展很快, 受到国际陶瓷学界的重视. 本文对该领域国内外最新进展情况进行了综合评述.

2 层状复合陶瓷材料的设计

层状复合是一种新型的陶瓷复合构型. 它是一种仿生结构设计, 模拟了自然界中贝壳的微观组织结构. 研究发现贝壳中珍珠层的结构与抹灰砖墙结构相似^[1,2], 是由一层层超薄的碳酸钙通过几十纳米厚的有机蛋白基连接在一起, 如图1所示. 其中碳酸钙约占体积的

收稿日期: 2000-12-28, 收到修改稿日期: 2001-02-26

作者简介: 李冬云 (1972-), 女, 博士研究生.

95%, 有机物只占 5%, 但这 5% 的有机物引起了碳酸钙力学性能的巨大变化. 纯粹的碳酸钙很脆, 而珍珠层的强韧性却很高^[3~5]. 人们从这种结构中受到启发: 要克服陶瓷材料的脆性, 可以采用层状结构, 在脆性陶瓷材料中加入耐高温软质材料, 制成层状复合材料. 近年来国内外开展了许多这类研究工作, 常选用高强、高硬的陶瓷(如 Si_3N_4 、 Al_2O_3 、 SiC 等)来模拟珍珠层中的硬层, 选用硬度较低、弹性模量较小的陶瓷(如 BN、石墨等)或金属(如 Al、Ni、W 等)模拟珍珠层中的软层, 取得了良好的韧化效果, 成为当前国际上陶瓷增韧研究的热点.

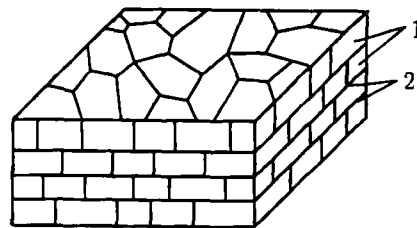


图 1 珍珠层的结构示意图

Fig. 1 Microstructure of nacre

1-Calcium carbonate; 2-Organism

3 层状复合材料的制备和特点

目前, 人们制备层状复合陶瓷材料, 常采用轧膜成型^[6~10]、流延成型^[11~18]或注浆成型^[19~21]等成型工艺先制备出基体片, 然后用浸涂或刷涂的方法将软质料涂覆在基片上, 最后将有涂层的基片叠成块体经热压或气压烧结制成层状复合材料. 由于层状复合陶瓷材料可以使用传统的成型、制备工艺来制作, 不需要特殊的设备和工艺, 因此, 具有制备工艺简单、工艺参数容易控制、材料性能稳定、生产成本低等优点. 层状结构增韧不象其它强韧化方法那样以牺牲部分强度来换取较高韧性, 而是使材料的强度和韧性同时提高^[3,22]. 另一方面, 层状复合陶瓷独特的叠层结构, 给研究者带来较大的自由度, 可以进行层内设计和层间设计, 按设计要求优化组合材料后, 调节各种结构参数, 在保持高硬度、耐高温、耐磨性、抗氧化性等特性的同时, 增加断裂韧性、耐疲劳和抗热冲击的性能, 使之可以运用于对安全系数要求较高的领域. 层状复合陶瓷可以吸收纤维或晶须补强、颗粒弥散增韧、相变增韧、微裂纹增韧等方法的优点进行层内设计达到多级增韧的目的^[23].

4 层状复合陶瓷材料的韧化机制

陶瓷材料强韧性低的原因之一是由于陶瓷制品在制备和加工过程中不可避免地产生了大量的微裂纹缺陷. 层状复合材料结构设计的原理是尽量减小材料的原始裂纹缺陷对力学性能的敏感性, 使材料成为一种耐缺陷材料. 层状复合材料的增韧机制与传统上消除缺陷提高力学性能的方法有本质不同, 主要包括以下几种增韧机制:

4.1 弱夹层裂纹偏转增韧

在高强、高硬的陶瓷基体层间引入薄的弱夹层, 这是目前设计层状复合陶瓷材料常用的方法之一. 对于弱夹层的要求是既要弱, 弱得足以偏转裂纹; 又要强, 强得能承受一定的压缩和剪切. Clegg^[24]研究了 SiC/C 层状复合材料的断裂过程, 发现裂纹在扩展过程中遇到石墨弱界面时, 将沿弱界面较长距离扩展, 并发生偏转. 裂纹的频繁扩展、偏转不仅造成了裂纹扩展路径的延长, 而且裂纹从一个应力状态有利的方向转向另一个应力状态不利的方向扩展时, 将导致扩展阻力的明显增大, 材料因此得到韧化.

层状复合陶瓷材料的载荷-位移曲线也发生了极大的改变, 如图 2 所示^[24]. SiC/C 层状复合材料的断裂过程不再是普通陶瓷材料的一次脆性断裂, 而表现出一定的“假塑性”特征. 当裂纹扩展到弱夹层时, 由于石墨层较弱、较薄, 裂纹尖端不受约束, 由三向应力变为二向应力, 塑性区变大, 再加上裂纹尖端钝化, 穿层扩展受到阻碍, 裂纹沿着界面偏转, 并

通过弱夹层继续传递载荷. 待载荷继续增大时, 裂纹又转向垂直层片的方向扩展, 当硬层失效时又使负载下降, 但随着新的偏转, 负载又重新上升. 这一过程重复发生, 穿厚裂纹和界面裂纹交替发生直至完全断裂. 所以在达到最大负载后失效不是突变的, 而是逐层渐变的.

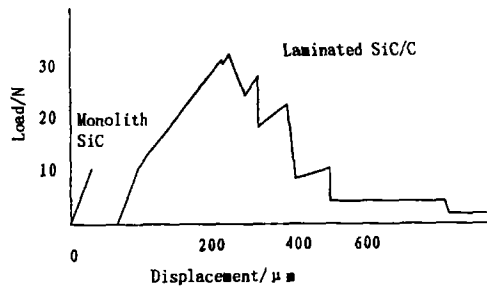


图 2 SiC 单体与 SiC/C 层状复合材料的载荷-位移曲线

Fig. 2 Load-displacement curves of SiC monolith and SiC/C laminated ceramics specimens

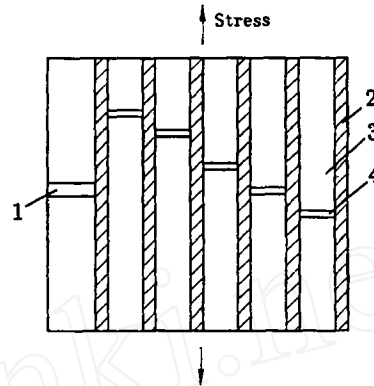


图 3 层状复合陶瓷材料裂纹桥联示意图

Fig. 3 Schematic graph of crack bridging in laminated ceramics

1-Notch; 2-Ductile layer; 3-Brittle layer; 4-Cracks

4.2 延性夹层裂纹桥联增韧

选作延性夹层的材料有金属（例如：W、Ni 和 Al 等）^[25~28] 和树脂 ^[29]。由于延性层在破坏以前，可以发生较大程度的塑性变形来消耗和吸收能量，因此有明显的韧化效果。更重要的是由于延性层发生塑性变形，在塑性变形区导致裂纹尖端屏蔽，使裂纹钝化，并在裂纹尾部被拉伸和形成桥联，减缓裂纹扩展速度，阻止裂纹进一步张开，从而提高材料的断裂韧性。图 3 是延性夹层裂纹桥联的示意图。从图中可以看出，尽管层状复合材料出现了多层断裂，但由于延性夹层的桥联，裂纹并未张开。

4.3 界面残余应力增韧

界面残余应力增韧，就是利用层状复合陶瓷材料的基体层与夹层之间的物性失配以及某层的相变而使层间产生应变差，引入残余应力增韧增强陶瓷材料。Tomaszewski^[30] 研究了 TZP/Al₂O₃ 层状复合材料中的残余应力对裂纹扩展的影响。研究发现残余应力的存在引起裂纹扩展阻力增大，裂纹发生偏转，材料因此得到强韧化。

5 层状陶瓷复合材料的国内外研究现状

早在 1964 年，Cook^[31] 提出了用弱夹层隔离脆性层板，用弱夹层偏转裂纹，提高整体材料对裂纹扩展的阻力。1977 年制备出了高分子层状复合物 ^[32]。层状复合陶瓷材料的迅速发展是在 1990 年 Clegg^[33] 在《Nature》上发表了“ A Simple Way to Toughen Ceramic ”一文以后。

目前，国内外许多学者都在进行层状复合陶瓷材料的研究工作。层状复合陶瓷材料按主层的材料划分，主要有三种：SiC 体系层状复合材料、Si₃N₄ 体系层状复合材料、Al₂O₃ 体系层状复合材料。下面分别综述国内外对这几种不同体系层状复合陶瓷的研究进展情况。

5.1 SiC 体系层状复合材料

对 SiC 体系层状复合材料的研究开展较早. 1990 年英国化学工业公司的 Clegg^[33] 博士以石墨为软层, 制备了 SiC/石墨层状复合材料. 研究发现层状结构有效地提高了 SiC 的韧性, 断裂韧性和断裂功分别达到 $17.7\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、 $6152\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$, 分别比 SiC 单体提高了四倍和上百倍. SiC 层和石墨层的厚度对材料性能的影响也得到了研究, Zhang^[34] 得出了二者之比为 30 时可获得最大断裂韧性的结论. 罗永明等^[25] 制备了 SiC/W 层状复合材料, 并测试了其力学性能. 结果表明, 在保持强度不变的同时, 断裂韧性提高了一倍. Padture 等^[35] 提出了一种低成本原位生成 SiC 层状结构的制备方法. 通过调整原始粉末中 β -SiC 与 α -SiC 的比例以及 Al_2O_3 、 Y_2O_3 助剂的含量, 可以得到两种不同的微观结构. 等轴细晶 SiC, 组成均匀的微观结构, 具有高强度; 粗晶、长柱状 SiC 组成不均匀的微观结构, 具有高韧性. 这两种结构交替分布, 组成了一种具有强的界面结合力、较小的残余应力和好的化学相容性的层状复合材料. 这种新型层状结构可以避免由于弱界面和残余应力引起的不良效应, 例如脱层失效等.

5.2 Si_3N_4 体系层状复合材料

对 Si_3N_4 体系层状复合材料的研究较为广泛. Si_3N_4 体系层状复合材料的软层选择 BN 的较多. 这是由于 BN 的结构和性能与石墨相似, 且与 Si_3N_4 具有较好的相容性. Liu 等^[13] 制备出了抗弯强度和断裂功分别为 430MPa 、 $6515\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$ 的 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ 层状复合材料. 对其断裂过程进行研究, 发现裂纹在层间出现了偏转与桥接现象, 且其载荷一位移曲线均明显偏离线性, 表现出了一定的“假塑性”特征. $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ 层状复合材料中软层及硬层性质对其性能有很大影响. Kovar 等^[36] 得出了只有当软层的断裂功 $<80\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$ 时, 材料才会显示出一定的“塑性”特征, 据此他们通过向 BN 中添加 Si_3N_4 以调节软层的性能. Liu^[13] 通过向 BN 软层中添加 Al_2O_3 调节界面结合力, $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ 层状复合材料的断裂功提高了约两个数量级. Huang 等^[37,38] 向 BN 软层中加入 Al_2O_3 或 Si_3N_4 都可以使材料获得较好的强韧性组合, 向 Si_3N_4 硬层中引入 SiC 晶须或 β - Si_3N_4 晶种均可使复合材料的断裂韧性提高. 他们以 $\text{BN}+\text{Al}_2\text{O}_3$ 为软层, $\text{Si}_3\text{N}_4+\text{SiC}(\text{W})$ 为硬层, 制备的 $\text{Si}_3\text{N}_4+\text{SiC}(\text{w})/\text{BN}+\text{Al}_2\text{O}_3$ 层状复合材料的断裂强度高达 750MPa , 断裂韧性高达 $28\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 且具有较好的高温力学性能. Ohji 等^[15,16] 以多孔 Si_3N_4 为软层, 以致密 Si_3N_4 为硬层, 制备了 $\text{Si}_3\text{N}_{4(\text{porous})}/\text{Si}_3\text{N}_{4(\text{dense})}$ 层状复合材料, 其抗弯强度达 930MPa , 弹性模量为 238GPa , 断裂韧性高达 $15.25\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. 研究其断裂过程, 发现裂纹经过多孔层时, 断裂阻力明显增加, 阻力曲线呈锯齿形. Shigegaki 等^[18] 选择 β -SiAlON 为软层, Si_3N_4 为硬层, 通过流延法制片和热压工艺制备了 β -SiAlON/ Si_3N_4 层状复合材料.

5.3 Al_2O_3 体系层状复合材料

Al_2O_3 体系层状复合材料的夹层多选择延性夹层和强夹层. Zhang 等^[26] 以金属 Ni 为夹层, 制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$ 层状复合材料, 研究结果表明 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$ 层状复合材料的断裂韧性随 Ni 层厚度增加而增加. 张志强等^[8] 制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{云母片}$ 层状复合材料的抗弯强度与块体 Al_2O_3 材料基本相同, 但断裂韧性却比块体 Al_2O_3 材料提高了 60%, 达到了 $5.3\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. 进一步研究发现其裂纹扩展途径呈台阶状, 导致韧性显著提高. Wang^[29] 制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{纤维增强树脂}$ 层状复合材料, 与单相 Al_2O_3 相比, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{环氧树脂}$ 的断裂功提高 25%, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{芳纶纤维增强环氧树脂}$ 的断裂功提高 80 倍. 日本的 She 等^[39,40] 以 SiC 为夹层, 通过轧模工艺, 制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 层状复合材料, 并利用压痕法和单边缺口梁技术研究了其抗损伤性能和 R -曲线行为. 结果发现 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 层状复合材料具有优良的耐损伤性能, 而且 R -曲线呈升值型. Katsuki 等^[41] 用轧膜法制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3/3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$ 层状复合材料. 法国的

Boch^[42] 用流延法制得了抗弯强度为 398MPa, 平均断裂韧性达 $5.3\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 层状复合材料. Tomaszewski^[30] 制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y-TZP}$ 层状复合材料, 研究了裂纹偏转与障碍层中残余应力分布的关系. Manuel 等^[19] 用连续注浆法制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3\text{-YTZP}$ 层状复合材料, 并对其微观结构和高温力学行为进行研究. 结果发现, 在 1700°C 烧结的层状复合材料 Al_2O_3 层具有较大的晶粒, 断裂过程表现为灾难性, 而在 1500°C 烧结的层状复合材料显示出了 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-YTZP}$ 层的韧性. 分析认为这主要与 Al_2O_3 层的晶粒尺寸有关.

主要的几种层状复合陶瓷材料体系及研究进展参见表 1.

表 1 不同体系层状复合陶瓷材料的主要研究情况

Table 1 Progress in research on different systems of laminated ceramic composites

系列	名称	研究者	主要研究结论
SiC 体系	SiC/C	Clegg	制备出了 K_{1c} 为 $17.7\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 断裂功为 $6152\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$ 的 SiC/C 层状复合材料
	SiC/C	Zhang 等	得出 SiC 层厚与石墨厚比为 30 时, 可获得最大断裂韧性的结论
	SiC/W	罗永明等	在保持强度不变的同时, 断裂韧性提高了一倍
	SiC/SiC	Padture 等	提出了一种低成本、原位生成的 SiC 双层复合材料制备方法
Si_3N_4 体系	$\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$	Liu 等	制备出的 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ 层状复合材料的抗弯强度为 430MPa, 断裂功为 $6515\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$
	$\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$	Huang 等	向软层 BN 中添加 Si_3N_4 可使层状复合材料的断裂功提高约二个数量级
	$\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$	Huang 等	通过向软层 BN 添加 Si_3N_4 或 Al_2O_3 , 向硬层 Si_3N_4 中加 $\text{SiC}_{(w)}$, 制得了抗弯强度达 750MPa, 断裂韧性达 $28\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 的层状材料
	$\text{Si}_3\text{N}_4(\text{p})/\text{Si}_3\text{N}_4(\text{d})$	Ohji 等	制备了一种新型多层复合材料, 即以多孔 Si_3N_4 为软层, 致密 Si_3N_4 为硬层, 该层状复合材料的抗弯强度达 930MPa, 断裂韧性达 $1525\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$
	$\text{Si}_3\text{N}_4/\beta\text{-SiAlON}$	Shigegaki 等	利用流延法和热压烧结工艺制备了该层状复合材料
Al_2O_3 体系	$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$	Zhang	Ni 层的塑性变形和 Ni 层与 Al_2O_3 层的物性失配是该复合材料韧性增加的主要原因
	$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{云母片}$	张志强等	该层状复合材料的断裂韧性达 $5.3\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 比 Al_2O_3 单体提高了 60%
	$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{纤维增强树脂}$	Wang	制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{纤维增强树脂}$ 层状复合材料
	$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$	She 等	该复合材料的断裂韧性达 $15.1\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 并利用压痕法和单边缺口梁技术研究了它的抗疲劳性能和 R - σ 曲线行为
	$\text{Al}_2\text{O}_3/3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$	Katsoki 等	利用轧膜法制得该层状复合材料, 其抗弯强度达 265MPa
	$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$	Boch	用流延法制备了抗弯强度达 398MPa 的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$
	$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3\text{-YTZP}$	Tomaszewski	研究了该复合材料的微观结构和高温力学行为

6 层状复合陶瓷存在的问题及对策

6.1 层状复合陶瓷的弱点

十年来迅速发展的层状陶瓷研究, 借助于仿生结构设计, 为陶瓷强韧化技术注入了新的活力. 最普遍的层状复合陶瓷材料具有软-硬层交叠结构, 软层常选用石墨、六方氮化硼、云母等弱结合相, 正是利用裂纹在弱结合层中的取向扩展和偏转, 极大地提高了材料的强韧性. 然而, 事物总有两面性, 也正是弱结合层的存在, 导致层状陶瓷天生具有某些弱点, 这是今后进一步研究需要重点考虑的.

平行于叠层方向, 层状复合陶瓷的抗剪切能力很差, 层状陶瓷在设计时必须充分考虑. 天然层状材料都是薄壁、弧形结构, 薄壁使材料中平行于叠层方向的分剪应力最小, 弧形结构可以进一步降低分剪应力, 并提高层间剪力滑移阻力. 薄壁、弧形结构是自然界几百万年演化的结果, 人们在设计使用层状复合陶瓷时应充分借鉴. 对于实际工程大尺

寸厚壁构件, 特别是在叠层方向有较大分剪应力时, 层状陶瓷的适用性是值得怀疑的. 同样的道理, 实际构件形状复杂, 加载方式和受力状态也多种多样, 在反复加载的疲劳载荷和冲击载荷作用下, 裂纹的发生发展将优先集中在材料的薄弱环节(弱结合层), 这时层状复合陶瓷的强韧性能否保持, 就值得怀疑. 因此, 开展层状厚壁材料和不同加载方式, 特别是疲劳、冲击载荷下的力学行为的研究, 对于扩大层状复合陶瓷的工程应用显得十分必要. 这势必会对材料设计和制备提出多种新的要求.

6.2 需要进一步研究的问题

1. 力学性能和评价技术

层状复合陶瓷在垂直于叠层方向具有高的强韧性. 但随着叠层厚度的增加, 加载方式不再垂直于叠层方向, 可能出现较大的层间切应力; 或者在冲击加载和反复加载的条件下, 层状复合陶瓷的强韧性优势将产生何种变化, 值得进一步研究.

2. 层状复合陶瓷的设计

根据上述强度评价技术的研究成果, 材料设计将产生新的思想, 即对于不同的壁厚和构件形状以及不同的加载方式, 应当根据构件和材料中的应力状态和裂纹发生发展的难易程度来科学地进行材料设计, 而不应采用统一模式进行材料设计.

层状复合陶瓷的研究尚属初级阶段, 强度评价研究还很不成熟, 材料设计的准则也若明若暗. 只有既看到层状复合陶瓷的优点, 又看到该材料的弱点, 才能有效地发展该新型材料.

7 结束语

尽管对层状复合陶瓷材料的深入研究, 只是近十几年的事, 但由于这种材料具有显著的强韧化效果且工艺简单、成本低, 向人们展示了巨大的应用前景, 成为当前陶瓷增韧研究的热点. 目前, 对层状复合陶瓷的研究仍处在实验阶段, 还没有形成完善的理论, 仍有许多问题需要进一步深入研究. 预计在今后几年里, 层状复合技术仍是陶瓷增韧研究的热点. 不久的将来将会有较大发展, 在理论和实际应用方面将会有新的突破. 这对解决陶瓷材料的脆性问题, 促进陶瓷材料的广泛应用必将产生重大的影响.

参考文献

- [1] Wang R Z, Wen H B. *J. Mater. Sci.*, 1995, **30**: 2299.
- [2] Huang L J, Li H D. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, 1990, **174**: 101.
- [3] Chartier T, Merle D. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 1995, **15** (2): 101-107.
- [4] Wojciech S, Masatomo Y. *Key Eng. Mater.*, 1997, **132-136**(Pt 3): 2025-2028.
- [5] Calcvert P. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, 1990, **180**: 619.
- [6] Kovar D, Michael T. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1997, **80** (3): 673-679.
- [7] 蔡胜有, 李金林, 谢志鹏, 等. *复合材料学报*, 1999, **16** (2): 110-115.
- [8] 张志强, 尚成嘉, 职任涛. *材料研究学报*, 1995, **9** (5): 477-479.
- [9] Kaya C, Kaya F, Boccaccini P A, et al. *Ceram. International*, 1999, **25**: 359-366.
- [10] Yue X M, Zhang G J, Watanabe T. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 1999, **19** (3): 293-298.
- [11] Russo C J, Harmer M P, Chan H M, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1992, **75** (12): 3396-3400.
- [12] Ham S R, Wilkinson D S. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1995, **78** (6): 1580-1584.
- [13] Liu H, Hsu S M. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1996, **79** (9): 2452-2457.

- [14] Shigegaki Y. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1997, **80** (10): 2624-2628.
- [15] Ohji T, Shigegaki Y, Kondo N, *et al. Mater. Lett.*, 1999, **40**: 280-284.
- [16] Ohji T, Shigegaki Y, Miyajima T, *et al. J. Am. Ceram. Soc.*, 1997, **80** (4): 991-994.
- [17] Oechsner M, Hillman C, Lange F. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1996, **9** (7): 1834-1838.
- [18] Shigegaki Y. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1996, **79** (8): 2197-2200.
- [19] Manuel J M, Carolina C. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1997, **80** (8): 2126-2130.
- [20] Requena J, Moreno R, Moya J S. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1989, **72** (8): 1511-1513.
- [21] Sanchez A J, Moya J S, Tomsia A P. *J. Mater. RES*, 1996, **8** (2): 113-114.
- [22] Harmer M P, Chan H M, Miller G A. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1992, **75** (7): 1715-1720.
- [23] 钱晓倩, 葛曼珍, 吴义兵, 等 (QIAN Xiao-Qian, *et al.*). 无机材料学报 (Journal of Inorganic Materials), 1999, **14** (4): 520-526.
- [24] Clegg W J. *Acta Metall. Mater.*, 1992, **40** (11): 3085-3093.
- [25] 罗永明, 潘伟, 陈健, 等. 材料导报, 2000, **14** (5): 49-51.
- [26] Zhang C, Mecholsky J J. *J. Mater. RES*, 1993, **8** (9): 20-25.
- [27] Sarakiya M. *MRS Symp. Proc.*, 1990, **174**: 109-124.
- [28] He J L, Li W Z, Liu C H. *Surf. Coat. Technol.*, 1998, **103** (5): 276-280.
- [29] Wang R L. *Chinese Journal of Mat. Res.*, 1996, **10** (1): 95-100.
- [30] Tomaszewski H. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 1999, (19): 1329-1331.
- [31] Cook J, Gordon J E. *Proc. R. Soc.*, 1964, **A282**: 508.
- [32] Favre J P. *J. Mater. Sci.*, 1977, **12**: 43-48.
- [33] Clegg W J. *Nature*, 1990, **347** (4): 455-461.
- [34] Zhang L, Krstic V D. *Theoret. Appl. Fract. Mech.*, 1995, **24**: 13-20.
- [35] Padture N P, Pender D C, Wuttiphon S, *et al. J. Am. Ceram. Soc.*, 1995, **78** (11): 3160-3162.
- [36] Kovar D, Thouless M D, Halloran J W. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1998, **81** (4): 1004-1011.
- [37] Huang Y, Hao H N, Chen Y L, *et al. Acta Metall. Sinica*, 1996, **9** (6): 479-484.
- [38] Wang C, Huang Y, Zan Q F. *Mater. Sci. Eng.*, 2000, **11**: 9-12.
- [39] She J, Inoue T, Ueno K. *Ceram. International*, 2000, **26**: 801-805.
- [40] She J, Inoue T, Ueno K. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2000, **20** (11): 1771-1775.
- [41] Katsuki H. *Ceram. Soc. Jap.*, 1993, **101** (9): 1068-1071.
- [42] Boch P, Chartier C. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1996, **79** (8): 1734-1738.

Progress in Research on Laminated Ceramic Composites

LI Dong-Yun, QIAO Guan-Jun, JIN Zhi-Hao

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: Laminated ceramic composites with a great potential for applications in the near future are one of the most effective ways to toughen ceramics. It develops very rapidly and has become the focus of research on the toughening of ceramics recently. In this paper, the structure designing, fabrication, feature and the main mechanisms that can be used to toughen laminated ceramic composites were introduced, the progress in several different systems of laminated ceramic composites was reviewed and the problems that should be further studied in laminated ceramic composites were suggested and discussed.

Key words laminated composites; ceramics; progress; toughening