

文章编号 :1000-2278(2011)04-0596-06

陶瓷材料增韧机理的研究进展

王瑞凤 孙志平 邹丽艳 张国俊

(山东轻工业学院机械与汽车工程学院, 山东 济南 250353)

摘 要

脆性是制约陶瓷材料发展的主要因素,因此陶瓷的增韧是陶瓷材料研究领域的核心问题。本文重点介绍了陶瓷材料增韧技术,分析了陶瓷材料的增韧机理。最后,探讨了陶瓷材料增韧技术的研究现状和今后的发展方向。

关键字 陶瓷材料 增韧技术 增韧机理

中图分类号:TQ 174.75 文献标识码:A

出强劲的竞争潜力。

0 前 言

现代陶瓷材料具有高强度、高硬度、优异的耐高温、耐化学腐蚀、耐磨损和较低的密度、热膨胀等优异的性能,已在航天航空、能源、机械、汽车、化工、冶金等领域中将其置于重要地位。但同时也具有致命的弱点,即脆性大^[1],导致其使用可靠性和抗破坏性较差,从而制约了结构陶瓷在工程上的更广泛应用和产业化进程。因此,陶瓷材料的强韧化问题便成了研究的一个重点问题^[2]。

陶瓷不具备像金属那样的塑性变形能力,在断裂过程中除了产生新的断裂表面需要吸收表面能以外,几乎没有其他吸收能量的机制,这就是陶瓷脆性的本质原因。为了改善陶瓷材料的脆性,多年来各国相继提出多种增韧补强方法和先进的工艺技术,通过在陶瓷材料中添加增强相如 TiC、TiN、TiB、SiC_p、SiC_w、(W,Ti)C、WC、Mo₂C、ZrO₂、Y₂O₃ 等成分,利用第二相、第三相材料进行颗粒弥散强化、纤维补强、晶须增韧、相变增韧或协同增韧补强,可使主相陶瓷材料的性能大幅度提高^[3]。优化组分、进行多层次多相复合、多种增韧机制同时作用,也是提高陶瓷材料韧性的有效途径。这些增韧方法的实施,使陶瓷材料的韧性得到了较大的提高,也使陶瓷材料在高温结构材料领域显示

1 陶瓷材料的韧化

1.1 自增韧技术

原位增韧是一种较为理想的陶瓷增韧方法,主要通过工艺因素的控制,在材料的烧结制备过程中自生出类似于晶须的棒状晶粒而使材料得以韧化。原位增韧的韧化机理主要是借助于自生增强体的拔出、桥连与裂纹的偏转机制。

目前,自增韧陶瓷主要有 Si₃N₄、Sialon、Al₂Zr₂C、Ti₂B₂C、SiC、Al₂O₃ 等。但研究较多的是 Si₃N₄、Sialon。最典型的原位增韧陶瓷材料是原位增韧的 Si₃N₄ 陶瓷^[4]。氮化硅晶体具有生长各向异性,在高温时,其 α 相能够向 β 相转变,β-Si₃N₄ 晶体会继续长大,使其显微结构发生变化。因此,可通过合理的成分设计和最佳的工艺条件,控制晶粒的形核和生长来获得一定尺寸和长径比的 β-Si₃N₄ 棒晶,从而达到提高断裂韧性的目的。

早在 20 世纪 70 年代, Lange 等研究了 Si₃N₄ 陶瓷的强度、断裂韧性和显微结构的关系,发现长柱状晶粒 β-Si₃N₄ 能够改善和提高材料的抗弯强度和断裂韧性^[5-8]。随后,材料工作者发现通过在陶瓷基体上人为引入或原位生长出棒晶或片晶,并相应增大其体

收稿日期 2011-09-03

基金项目 山东省优秀中青年科学家科研奖励基金(编号 2007BS04004)

通讯联系人:王瑞凤, E-mail: wangruifeng0412@126.com

积分数、棒晶长径比及棒晶直径,通过片晶或棒晶对主裂纹的桥接及随即引发的晶粒拔出与裂纹偏转增韧机制,使材料的断裂韧性得以大幅度升高,最高可使 β - Si_3N_4 陶瓷的断裂韧性达到 $9\sim 11\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ [9-12]。陈力等研究了烧结助剂含量对热压自增韧 Si_3N_4 陶瓷显微结构和力学性能的影响,材料室温抗弯强度和断裂韧性均在烧结助剂的质量分数为 15% 时达到峰值,同时发现自增韧 Si_3N_4 陶瓷中 β - Si_3N_4 柱状晶直径的双峰分布特征对材料力学性能的提高起着很重要的作用[13]。曾庆丰等运用主成分分析法对自增 Si_3N_4 陶瓷显微结构与力学性能表征进行了研究,并获得了优良的自增韧 Si_3N_4 陶瓷。文献揭示出自生 β - Si_3N_4 棒晶对裂纹扩展的阻碍作用,40% $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BAS}(\text{BaO}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiO}_2)$ 玻璃陶瓷基复合材料的断裂韧性由 BAS 基体的 $1.8\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 提高到 $4.1\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ [14]。Sialon 是 Si_3N_4 中 Si、N 原子被 Al 及 O 原子置换所形成的一大类固溶体的总称,因此也可以利用 Si_3N_4 的这种相变来达到增韧的目的[15,16]。近年来,原位增韧的方法又被成功的应用于 α -Sialon 陶瓷材料,得到的 α -Sialon 陶瓷不仅具有较高的韧性,而且仍保持着 α -Sialon 材料所固有的高硬度。

马氏体相变[17]、铁弹相变[18]等应力诱导相变可以显著地增加陶瓷材料的断裂韧性。最典型的是氧化锆, ZrO_2 从高温到低温经历 χ (立方) $\rightarrow$ t(四方) $\rightarrow$ m(单斜)相变,其中 t-m 相变属于马氏体相变,相变温度约为 1000°C (升温时相变温度约为 1100°C),相变速度快,无扩散,伴随着约 0.16 的剪切应变和 4% 的体积膨胀[19]。相变增韧中引入的相变第二相一般是四方相的 ZrO_2 。经过 Lange 等人对氧化锆陶瓷应力诱发相变增韧的完善,逐步形成了比较完整的应力诱导相变增韧机理。目前提高应力诱导相变增韧的途径主要有:(1)增加材料的弹性模量;(2)提高裂纹扩展时相变的四方相的体积分数;(3)增大相变区;(4)提高相变化学驱动力等。

1.2 第二相颗粒增韧

为了改善陶瓷的韧性,必须尽可能提高材料断裂时消耗的能量。为了提高这类材料的吸能,只能是增加断裂表面,即增加裂纹的扩散路径。可以在陶瓷基体中加入定向或取向或无序排列的第二相纤维,制成陶瓷基复合材料。获得的陶瓷基复合材料韧性显著提

高,同时强度及抗热震性也有显著提高,这就是纤维增强。李桂华等研究了纤维补强陶瓷的主要机械性能,结果表明工业陶瓷通过纤维补强等工艺手段,可有效地提高陶瓷的抗压强度和降低陶瓷的热膨胀系数[20]。韩桂芳等用浆料法结合真空浸渗工艺,制备了二维(2D)石英纤维增强多孔 Si_3N_4 - SiO_2 基复合材料,增加浸渗次数虽不能有效提高复合材料强度,但却使裂纹偏转因子变小,断裂模式由韧性断裂向脆性断裂转变,断口形貌由纤维成束拔出变为多级拔出[21]。国外学者也研究了纤维增强的陶瓷材料,并显著地提高了其断裂韧性[22-23]。随着纳米技术的发展,用纳米级的短纤维对陶瓷材料进行复合增韧的处理技术逐渐吸引了研究人员。碳纳米管(CNTs)以其高弹性模量(大于 1TPa) [24] 和超高强度(钢的 $10\sim 100$ 倍) [25] 成为短纤维的首选。毕松等人通过对数据分析,得出 CNTs 在 Al_2O_3 陶瓷中主要起到的是短纤维增韧的作用,由于 CNTs 超强的力学性能, CNTs 在拔出和断裂时,都要消耗更多的能量,有利于阻止陶瓷裂纹的扩展。此外, CNTs 对陶瓷晶粒的桥联钉扎等作用,能达到传递和均摊载荷的目的,使陶瓷裂纹扩展方式由沿晶断裂转化为穿晶断裂,能显著提高 Al_2O_3 陶瓷的韧性。CNTs 还能与陶瓷形成独特网络结构,使裂纹沿晶界发生偏转,同样有助于提高 Al_2O_3 陶瓷的断裂韧性[26]。

陶瓷晶须为具有一定的长径比(直径 $0.3\sim 1\mu\text{m}$, 长为 $30\sim 100\mu\text{m}$) 且缺陷很少的陶瓷小单晶,因而具有很高的强度,是一种非常理想的陶瓷基复合材料的增强增韧体。陶瓷晶须目前常用的有 SiC 晶须, Si_3N_4 晶须和 Al_2O_3 晶须。基体常用的有 ZrO_2 、 Si_3N_4 、 SiO_2 、 Al_2O_3 和莫来石等[27]。黄政人等采用 30%(体积分数) B_2SiC 晶须增强莫来石,在 SPS 烧结条件下材料强度比热压高 10% 左右,为 570MPa ,断裂韧性为 $415\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,比纯莫来石提高 100% 以上[28]。王双喜等研究发现,在 2%(摩尔分数) Y_2O_3 超细料中加入 30%(体积分数的) SiC 晶须,可以细化 $2\text{Y}_2\text{ZrO}_2$ 材料的晶粒,并且使材料的断裂方式由沿晶断裂为主变为穿晶断裂为主的混合断裂,从而显著提高了复合材料的刚度和韧性[29]。邓建新等从 Al_2O_3 与 SiC_w 热膨胀失配分析入手,得出了晶须的极限含量为 43%(体积分数),通过实验证明:当晶须含量为 20%~30% 时, $\text{Al}_2\text{O}_3/2\text{SiC}_w$ 陶瓷材料能获得最佳增韧补强效果[30]。再者,加入陶瓷基体中的晶须

必须有一定的长径比,这样才能通过剪切作用把载荷由基体传递到晶须上,其临界长径比经验值为 15~30^[31]。蔡海斌等采用原位反应粉末冶金技术制备了 TiB/Ti 复合材料反应生成物 TiB 呈晶须状, TiB 晶须在基体中均匀分布,显著增强了基体^[32]。Koh 等人采用晶须与纳米并用技术,制备出纳米 SiC 粉和 Si₃N₄ 晶须补强增韧 Si₃N₄ 基复合材料,强度和韧性均比 Si₃N₄ 单相陶瓷材料有较大幅度的提高^[33]。加入纳米 SiC 相抑制了 Si₃N₄ 基体晶粒的生长,基体结构精细是强度大幅提高的原因。加入 Si₃N₄ 晶须有助于形成细长的大晶粒,是韧性大幅度提高的原因。同时加入纳米 SiC 和 Si₃N₄ 晶须形成了精细晶粒中掺杂细长晶粒的基体结构,因此强度和韧性大幅度提高。

当复合材料的第二相为弥散颗粒时,增韧机制可能使裂纹受阻或裂纹偏转,为相变增韧和弥散增韧。影响第二相颗粒增韧效果的主要因素是基体与第二相颗粒的弹性模量和热膨胀系数之差以及两相之间的化学相容性。其中,化学相容性要求既不会出现过量的相间化学反应,同时又能保证较高的界面结合强度,这是颗粒产生有效增韧效果的前提条件。当陶瓷基体中加入的颗粒具有高弹性模量时会产生弥散增韧。其机制为:复合材料受拉伸时,高弹性模量第二相颗粒阻止基体横向收缩。为达到横向收缩协调,必须增大外加纵向拉伸应力,即消耗更多的外界能量,从而起到增韧作用。颗粒弥散增韧与温度无关,因此可以作为高温增韧机制。

2 陶瓷材料增韧机理

理论上人们认为材料强韧化设计应以宏微观断裂力学为纲,涉及到宏观、细观、微观三个层次,分别要考虑断裂的能量消耗、断裂过程区与断裂路径、分离前的原子运动混沌等问题。因此,根据陶瓷材料的裂纹扩展行为及其断裂机理,借助于对裂纹扩展条件的控制,可在一定程度上达到提高陶瓷韧性的目的。从断裂力学的观点来看,克服陶瓷的脆性和提高其强度的关键是:(1)提高陶瓷材料抵抗裂纹扩展的能力;(2)减缓裂纹尖端的应力集中效应。在实际生产及应用中,为了减少陶瓷材料的脆性,除了采用先进的制备工艺外,还需要在陶瓷材料的增韧技术及机理方面

开展广泛及深入的研究。目前,该研究主要集中在以个方面。

2.1 颗粒增韧

这种增韧方式是通过第二相颗粒的弥散或者颗粒的移动,产生一定塑变、沿晶界面滑移带来蠕变、形成裂纹尖端屏蔽、主裂纹周围微开裂或裂纹桥,以及由于第二相与基体相热膨胀系数及弹性模量的失配导致的残余热应力与扩散裂纹尖端应力交互作用,使得裂纹产生偏转、分岔、桥联或者钉扎等效果,达到阻止裂纹扩展、提高断裂韧性的目的。

2.2 纤维或晶须增韧

纤维或晶须可有桥联、裂纹偏转(或分岔)和纤维拔出等多种增韧补强机理。产生桥联时,纤维或晶须像桥梁一样,牵拉住两裂纹面,阻止裂纹进一步扩展。纤维或晶须与基体的结合面为弱结合面,当晶粒的断裂强度超过裂纹的扩张应力时,裂纹偏离原来的前进方向,沿纤维与基体的结合面扩展,引起界面解离,当扩张应力大于晶粒的断裂强度时,裂纹穿过晶粒。裂纹扩展路径呈现锯齿状,具有比平面裂纹更大的表面积和表面能,可以吸收更多的能量,起到增韧效果^[34]。纤维或晶须拔出时与界面发生摩擦,其作用机理与桥联相同^[35]。所以,适当的界面结合强度是此类增韧的前提。

2.3 相变增韧

相变增韧是通过控制烧结工艺使内部的微观组织产生增韧相,是一种自增韧过程。相变需消耗大量能量,裂纹尖端应力松弛,可阻碍裂纹的进一步扩展。相变的体积膨胀使周围基体受压,促使其它裂纹闭合,从而提高断裂韧性和强度^[34,36]。在实际材料中究竟何种增韧机制起主导作用,在很大程度上取决于四方相向单斜相马氏体相变的程度高低及相变在材料中发生的部位。至今为止,利用部分稳定氧化锆的相变增韧是最为成功的增韧方法之一,但是由于许多脆性材料并不一定具备这种有利于增韧的相变,并且还受温度的影响较大,所以这种增韧方法还不能得到普遍应用。

2.4 裂纹增韧

裂纹增韧可涵盖多种复杂增韧补强机理,例如微裂纹、裂纹偏转、裂纹弯曲、裂纹分岔、裂纹桥联和裂纹钉扎等多种形式,增韧的根本原因是裂纹扩展的路

径呈现锯齿状,表面积增多,应力场的分布发生变化;而纳米复合材料中微裂纹尺寸的减小是材料强度提高的另一个原因。当添加的第二相与基体的弹性模量存在差异、界面效应或热失配产生的内应力施加影响,特别是内应力的不均匀性和界面等与裂纹的相互作用,均容易导致裂纹成核和扩展。

2.5 畴转和李晶增韧

畴转和李晶增韧是一种正在研究的新的陶瓷增韧方法,如将压电陶瓷作为第二相加入结构陶瓷,达到强韧化目的。研究者把多种压电材料加入陶瓷基体中,如 $\text{BaTiO}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Nd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7/\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{BaTiO}_3/\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 、 $\text{LiTaO}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$,得到了很好的增韧效果。压电第二相不止对裂纹有桥联和偏折作用,还有由于压电效应和电畴转动所引起的增韧作用。在 PZT 压电陶瓷中发现极化后陶瓷的断裂韧性呈现各向异性,这与压电陶瓷的电畴和 PZT 陶瓷的准同相界处的四方相-菱方相李晶相界的各向异性有关。当裂纹扩展方向与极化同向时,在裂纹尖端应力弛豫,电畴转向垂直于裂纹扩展方向,裂纹扩展方向与极化方向垂直时,裂纹更易于扩展。这对研究新型增韧陶瓷有很好的借鉴作用。 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{BaTiO}_3$ 是其中的代表性研究。 BaTiO_3 晶粒不仅对裂纹有桥联、残余应力的偏折作用,比非铁电相增韧颗粒多了电畴转动对增韧的形成。在 BaTiO_3 含量较高的样品中发现增韧相与基体应生成大量的杂相,使断裂韧性反而降低,因此这种增韧机理实现的关键是确保铁电第二相与基体的共存。

2.6 残余应力增韧补强机理

冷却时的残余应力会诱导微裂纹产生。若区域内有正在扩展的裂纹,当外加应力达到临界值时,附近还有残余应力的粒子会出现微裂纹。这种应力诱发的微裂纹会通过外加负载屏蔽裂纹而增加韧度^[37]。

2.7 钉扎增韧

纳米粒子钉扎和纤维钉扎都可以强化主晶界,则主裂纹不再沿基体晶界扩展,而是穿过基体颗粒的内部扩展,在晶粒内部纳米颗粒附近存在的残余应力场,可使裂纹发生偏转、钉扎等过程,导致裂纹扩展路径曲折且多处受阻,因而断裂能显著提高^[38]。

2.8 纳米颗粒增韧

纳米技术一出现,便在改善传统材料性能方面显示出极大的优势,该方面的研究有可能使陶瓷增韧技

术获得革命性突破。纳米陶瓷由于晶粒的细化,晶界数量会极大增加,同时纳米陶瓷的气孔和缺陷尺寸减小到一定尺寸就不会影响到材料的宏观强度,结果可使材料的强度、韧性显著增加。自从 Ni2ihara 首次在微米级 Al_2O_3 基体中加入体积分数为 5% 的 SiC 纳米颗粒并得到很高的强度后,人们对纳米颗粒复合陶瓷的研究越来越多。 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 纳米复合材料研究成果也最为成熟。张存满等的研究表明:在 Al_2O_3 基体内加入体积分数为 5%~10% 的纳米 SiCp 可以使其抗弯强度从单相 Al_2O_3 陶瓷的 350MPa 提高到 1030MPa,断裂韧性从 $315\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 提高到 $417\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[39]。

2.9 材料塑性变形形成缺陷的作用

材料的微观结构因为受到内部应力的作用产生塑性变形,随之形成位错和李晶等各种缺陷,对材料的增韧补强机理也有重要影响^[40]。由于基体与弥散相之间热膨胀系数失配,冷却后在弥散相周围造成局部应力而形成大量位错群。纳米粒子钉扎或进入位错区后,一方面使基体晶粒再细化而产生强韧化作用,另一方面在应力作用下材料内部产生微小裂纹,其扩展将受到硬性纳米粒子的反射,阻碍其扩展,或在亚晶界处产生裂纹分支而消耗能量,有助于改善材料的抗弯强度和断裂韧性^[38]。

在受力变形时,材料内部晶粒受到晶界和相邻晶粒的约束,既要克服晶界的势垒作用,又需要周围晶粒同时发生相应的变形来配合,以保持晶粒间的紧密结合及整个材料的连续性,于是形成李晶。李晶的形成大致可分为形核和扩展两个阶段:晶体变形时先是以极快的速度突然爆发出薄片李晶,然后李晶面扩展使其增宽,并在形成过程中不断吸收来自晶界热失配应力产生的裂变能,提高材料的断裂韧性^[41-42]。

2.10 多元多尺度增韧

多元主要指同质或异质的多相复合,多尺度指添加相的颗粒大小处于不同尺度,可以是同相或多相的不同尺度。而通过多元复合产生颗粒增韧与相变增韧、颗粒增韧与晶须增韧、颗粒增韧与颗粒增韧等协同效应,使得陶瓷刀具材料的断裂韧性比单一增韧机制提高很多。该类陶瓷刀具材料较多采用 ZrO_2 和 SiC 晶须,目前的研究集中在 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}_w/\text{SiC}_p$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}_w/\text{TiB}_2$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiB}_2/\text{ZrO}_2$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}_w/\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 等几种。其中二元复合陶瓷以相变增韧、晶须补强及颗粒

弥散等多种形式出现^[42]。

2.11 层状复合增韧

层状复合陶瓷与传统上以消除缺陷、提高机械性能为目的的陶瓷不同,其强韧化机制是一种能量吸收、耗散机制,其结构设计使强度和缺陷无关,是一种耐缺陷材料。此设计是在两层高强度的基体间引入夹层来达到增韧效果。夹层的种类不同,其增韧机理也不一样,大致可以分成两种,一种是弱夹层,另一种是延性夹层。前者是利用基体层与夹层间的弱界面使裂纹偏转或分层,增大裂纹扩展路径,能量在裂纹扩展过程中被释放,从而达到材料增韧的效果。延性层增韧是利用延性层的塑性变形来消耗、吸收能量,并在裂纹尾部形成桥联而阻止裂纹扩张,从而改善材料的断裂韧性^[43]。

2.12 协同增韧

在实际增韧陶瓷材料中起增韧作用的机制不只有一种。如在含有 ZrO_2 相变韧化的陶瓷材料中,上述几种韧化机理常常相伴而生,即所谓复合韧化机理。这是由于任何陶瓷材料的晶粒尺寸都不是绝对均匀的,而是有一个尺寸分布范围。对于晶粒尺寸分布在某一范围的 ZrO_2 粒子来说,不同尺寸的晶粒将有其不同的韧化作用。

各种增韧机理之间可以相互作用,但并非任意的几个增韧机理的叠加都会产生协同效应,协同增韧效果也不是几种增韧机理的简单叠加。迄今为止,协同增韧中研究较多的有相变增韧与晶须补强相变增韧与颗粒弥散、晶须补强与颗粒弥散、颗粒与颗粒弥散等几种^[36]。

3 结束语

陶瓷的脆性是由其共价键和离子键的本质所决定,人们是无法改变的。由于影响陶瓷韧性的因素很多,因而增韧的方法也复杂多样。同时,陶瓷材料的增韧效果不仅与其成分、烧成温度、晶粒尺寸等因素有关,而且还与烧结后的热处理工艺有关,因此,要获得最佳的增韧效果,还要解决材料优化设计和工艺优化设计的问题。通过多种途径的增韧补强将其韧性提高到接近铸铁或高强度铝合金的水平还是可能的,加上结构设计上的改进,先进陶瓷工业的应用将会会有一个

新的飞跃。

参考文献

- 1 刘阳,刘荣华等.新型 SiC 复合陶瓷的耐冲蚀性能.材料研究学报,2006,20(6):657~665
- 2 何柏林,孙佳.陶瓷基复合材料增韧技术的研究进展.粉末冶金工业,2009,19(4):48~53
- 3 邱立科,李喜坤.陶瓷刀具增韧机理的研究.稀土学报,2007:309
- 4 武安华,葛昌纯.原位增韧 β - Si_3N_4/α -Sialon 复相陶瓷.北京科技大学学报,2002,24(6):627~629
- 5 李凤梅,管葆青,赵佳培.自增韧热压氮化硅陶瓷的研究.复合材料学报,1997,14(2):30~33
- 6 LANGE F F. Fracture toughness of Si_3N_4 as a function of initial α -phase content. J. Am. Ceram. Soc., 1979, 62(7~8): 428~430
- 7 MATSUHIRO K, TAKSHASHI T. The effect of grain size on the toughness of sintered Si_3N_4 . Ceram. Eng. Sci. Proc., 1989, 10(7~8): 807
- 8 BECHER P F, LIN H T, HWANG S I, et al. Silicon Nitride Ceramics Scientific and Technological Advances. Pittsburgh: Mater. Res. Soc., 1993: 147
- 9 PYZIK A J, CARRAL D F. Technology of self-reinforced silicon nitride. Annu. Rev. Mater., 1994, 24: 189~214
- 10 PADTURE N P. In situ silicon carbide. J. Am. Ceram. Soc., 1994, 77(2): 519~523
- 11 CAO J J, MOBERLYCHAN W J, JONGHE L C, et al. In situ toughened silicon carbide with Al-B-C additions. J. Am. Ceram. Soc., 1996, 79(2): 461~469
- 12 LEE S G, KIM Y W. Relation between microstructure and fracture toughness of toughened silicon carbide ceramics. J. Am. Ceram. Soc., 2001, 84(6): 1347~1353
- 13 陈力,冯坚,李永清等.烧结助剂对自增韧 Si_3N_4 陶瓷显微结构和性能的影响.硅酸盐学报,2003,31(4):382~385
- 14 曾庆丰,徐永东,张立同等.自增韧氮化硅陶瓷显微结构与力学性能的表征.无机材料学报,2002,17(1):105~110
- 15 周曦亚,方培育.自增韧陶瓷复合材料的研究.中国陶瓷,2003,9(6):30~32
- 16 刘光华等.自增韧 α -sialon 陶瓷的研究进展.硅酸盐学报,2003,31(3):292~295
- 17 GARVIE R C, HANNINK R H J, PASCOE R T. Ceramic steel. Nature, 1975, 258: 703~704
- 18 VIRKAR A V, MATSUMOTO R L K. Ferroelastic domain

- switching as a toughening mechanism in tetragonal zirconia. J. Am. Ceram. Soc., 1986, 69(2): 4~6
- 19 WANG J, LI H P, STEVENS R. Review hafnia and hafnia-toughened ceramics. J. Mater. Sci., 1992, 27 (5): 397~430
- 20 李桂华,马修水,汪瑾.纤维补强陶瓷机械性能的实验研究.计量测试与检定,2004 (3):11~12
- 21 韩桂芳,张立同,成来飞等.二维石英纤维增强多孔 Si_3N_4 - SiO_2 基复合材料的制备及其力学性能.复合材料学报,2007, 24 (1):91~96
- 22 MARRA R A, et al. Fiber reinforced composites having an aluminum phosphate bonded matrix. USA: 63099, 2001- 10- 30
- 23 BENDER B A. Processing and properties of Nicalon-reinforced zirconium phosphate composites. Advances in Ceramic Matrix Composites IV, 1999
- 24 TREACY M M J, EBBESEN T W, GIBSON J M. Exceptionally high Young's modulus observed for individual carbon nanotubes. Nature, 1996, 38: 678
- 25 THOSTENSON E T, REN Z, CHOU T. Advances in the science and technology of carbon nanotubes and their composites: a review. Com. Sci. Tech., 2001, 61: 1899
- 26 毕松等.碳纳米管增韧氧化铝纳米复合陶瓷的研究现状.陶瓷学报.2010,31(4)
- 27 邹东利,路学成.陶瓷材料增韧技术及其韧化机理.陶瓷, 2007.6:5~11
- 28 黄政人等.碳化硅晶须补强莫来石复合材料的SPS烧结致密化研究.陶瓷学报,2001,(5):115~120
- 29 王双喜,雷廷权,林光甬等.碳化硅晶须增强氧化锆复相陶瓷材料的组织观察.中国陶瓷,1998,34(2):9~12
- 30 邓建新,李兆前,艾兴. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}_w$ 陶瓷材料中晶须的极限和最佳含量.硬质合金,1995,12(2):73~77
- 31 刘宁,叶瑞伦,邓永茜.无机纤维增强陶瓷复合材料.硅酸盐通报,1989,(4):64~70
- 32 蔡海斌,樊建中,左涛等.原位合成 TiB 增强钛基复合材料的微观组织研究.稀有金属,2006,30 (6) :808~812
- 33 KOH Y H, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of Si_3N_4 -SiC (nanoparticle)- Si_3N_4 (whisker) composite. Mater. Res., 2000, 15(2): 364
- 34 穆柏春等.陶瓷材料的强韧化.北京:冶金工业出版社,2002
- 35 邹斌.新型自增韧氮化硅基纳米复合陶瓷刀具及性能研究.山东大学博士学位论文,2006
- 36 黄传真,孙静,刘大志等.陶瓷刀具材料的研究现状.组合机床与自动化加工技术,2004(10):1~3
- 37 MAGLEY D J, WINHOLTZ R A, FABER K T. Residual stresses in a two phase micro cracking ceramic. J. Am. Ceram. Soc., 1990,73(6): 1641~1644
- 38 尹衍升,龚红宇,谭训彦等. Al_2O_3 /(纳米) Fe_3Al 复合材料位错形貌的 TEM 观测.复合材料学报,2004,21(2):153~156
- 39 张存满,徐政,许业文.弥散 SiC 颗粒增韧 Al_2O_3 基陶瓷的增韧机制分析.硅酸盐通报,2001,20(5):47~50
- 40 王惠等.纳米复合陶瓷刀具材料增韧补强机理的研究进展.工具技术,2008,42(4):3~7
- 41 黄传真,艾兴.新型复相陶瓷刀具材料 JX-2-1 的界面机构及其对材料性能的影响.电子显微学报,1995,14(5):365~368
- 42 刘含莲.多元多尺度纳米复合陶瓷刀具材料的研制及其切削性能研究.山东大学博士学位论文,2005
- 43 成茵,肖汉宁,李玉平.层状复合陶瓷增韧机理和制备工艺的研究.陶瓷学报.2003,24(2):111~115

Research Evolution on Toughening Mechanisms of Ceramic

WANG Ruifeng SUN Zhiping ZOU Liyan ZHANG Guojun

(Mechanical and Automobile Engineering College, Shandong Institute of Light Industry, Jinan Shandong 250353, China)

Abstract

The main factor restricting the development of ceramic is brittleness, and the toughening of ceramic is the core problem. In this paper, the toughening technology and toughening mechanisms of ceramic were reviewed. Finally, the research status and direction are pointed out.

Key words ceramic material; toughening technology; toughening mechanism

Received on Sep. 3, 2011

WANG Ruifeng, E-mail: wangruifeng0412@126.com

(C)1994-2020 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. <http://www.cnki.net>