第7卷第4期　　复合材料学报　　Vol.7 No.4
1990年　12月　　ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA　　December 1990

陶瓷基复合材料的研究进展

王俊奎　周施真

北京航空航天大学固体力学研究所

摘要：本文对陶瓷基复合材料的发展和研究情况进行综述分析。主要内容有：陶瓷基复合材料的发展和应用前景；纤维材料，多种陶瓷基体材料的韧化研究；陶瓷基复合材料的制备加工技术；陶瓷增韧的力学机理和材料结构性能的研究情况。最后还就陶瓷基复合材料的进一步发展提出一些粗浅的看法。

关键词：陶瓷基复合材料，增韧，力学研究。

一、概　　况

陶瓷基复合材料（CMC），一般是指相变增韧、颗粒增韧陶瓷和纤维及晶须增韧陶瓷材料。这是目前备受重视的新型耐高温结构材料。本文将介绍这种新型复合材料的发展和应用研究情况，材料研究、加工技术，以及复合材料力学研究等方面的进展和动态。

与常规材料和非陶瓷复合材料相比，陶瓷材料有耐高温、抗腐蚀、超硬度等优点。因此世界各国都把结构陶瓷看作是对未来工业革命有重大作用的高技术新材料而给以重点研究和发展，并相继开展了陶瓷汽车发动机、柴油机和航空发动机等大规模高温陶瓷热机研究计划，出现了陶瓷热。然而，常规结构陶瓷还存在缺陷和问题，主要是材料脆性，可靠性不高等，应用于陶瓷发动机结构还有一些技术问题，急待研究解决。陶瓷基复合材料引起人们关注的重要原因就在于它可改善陶瓷基体材料的力学性能，特别是脆性，因此，陶瓷基复合材料的发展和研究将成为大规模陶瓷热机研究计划取得成功的关键[1,2]。

人们早就发现把纤维加入到陶瓷中可以改善其断裂韧性，并且抗热震、抗冲击的性能可以得到大幅度提高[3-6]，但是由于当时使用的纤维品种有限，质量不高，复合材料制造技术也不成熟，没有引起人们足够的重视。八十年代以来，高模量高强碳纤维、氧化铝纤维和抗高温氧化性能良好的有机先驱体烧成的Nicalon（碳化硅）纤维的出现，以及性能优越且低成本的SiC晶须的商业化生产，再加上认识到单体碳化硅、氮化硅等陶瓷材料的力学性能还不足以实现高温热机应用的现实，使纤维及晶须增韧陶瓷复合材料等一跃成为令人瞩目的新材料[7]。美日等国最近几年已经在材料韧性提高和高温力学性能等方面取得一些突破性进展，表一列出一些高性能CMC材料的力学性能。目前，美日等国已有很多研究单位、大企业和大学从事陶瓷基复合材料的研究和应用工作，其中有UTRC，Oak Ridge国家实验室，

本文1988年10月收到

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

伊利诺斯大学，MIT，Delaware大学和福特汽车公司等。美国“星球大战”计划和AGT计划中的材料部份，主要研究复合材料，特别是陶瓷复合材料。日本对这种高性能结构材料极其重视，大阪工业技术研究所，东京工业大学和日产、三菱等汽车公司进行了陶瓷复合材料及其结构应用研究，日本政府也制订了“月光计划”和新的产业政策以促进高性能结构陶瓷的应用和发展。据报道，美国福特汽车公司与英、法、西德和荷兰共五家公司联合研制出纤维／陶瓷材料汽车发动机，并进行试运行。英国还研制CMC材料涡轮发动机结构[10]。法国SFP公司研制了氧化铝、碳纤维混织增韧陶瓷材料，并用在发动机中，完成了高空模拟试车[11]。我国上海硅酸盐研究所在70年代就开始了纤维／陶瓷复合材料的研制工作[12]，近年来山东工陶院、建材研究院、航空材料所、北京航空航天大学、天津大学、清华大学、国防科技大学等相继开展了各种陶瓷复合材料的研究工作，但仅处在实验室研制和试验，以及进行有关材料力学性能理论分析阶段。

表1 高性能材料力学性能[7,8,9]

	Al_2O_3	Al_2O_3/SiC晶须	Al_2O_3/SiC纤维	玻璃陶瓷(ALS)	LAS/SiC纤维
抗弯强度(MPa)	550	800		200	830
断裂韧性 K_{IC}	4～5	8.7	10.5	2	17
	Si_3N_4	Si_3N_4/SiC晶须	SiC	SiC/SiC纤维	相变增韧氧化锆
抗弯强度(MPa)	260	900	500	750	
断裂韧性 K_{IC}	2～3	20	4	25	8.88

二、材料研究

陶瓷基复合材料的组分可分增强体和基体两部份。增强体研究主要是高性能纤维及晶须的研制，这是各种陶瓷基复合材料发展的基础条件。因此我们将首先介绍各种高性能纤维和晶须的情况，然后按类别介绍各种韧化陶瓷研究情况。

1. 纤维和晶须

表2 新型高性能纤维材料的性能数据

制造厂家	命名	组成	拉伸强度 MPa	拉伸模量 MPa	密度 g/cm^3	直径μm
Nippon Carbon	Nicalon	59Si，31C，10O	2520—3290	182—210	2.55	10—20
Avco	SCS—6	SiC(碳芯)	3920	406	3.0	143
3M	Nextel 312	$62Al_2O_3$ $14B_2O_3$，$24SiO_2$	1750	154	2.7	11
DuPont	FP	>99α—Al_2O_3	>1400	385	3.9	20
Sumitomo		$85Al_2O_3$，$15SiO_2$	1800—2600	210—250	3.3	9—17
Ube	Tyranno	Si，Ti，C，O	>2900	>200	2.3—2.5	8—10

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

续表 2

Avco		SiC，C	>2800	280—315		6—10
Dow Corning/Celanse	MPDZ	47Si，30C，15N，8O	1750—2100	175—210	2.3	10—15
Dow Corning/Celanse	HPZ	59Si，10C，28N，3O	2100—2450	140—150	2.35	10
Dow Corning/Celanse	MPS	69Si，30C，1O	1050—1400	175—210	2.6—2.7	10—15
3M	Nextel 440	$70Al_2O_3$ $28SiO_2$，$2B_2O_3$	2100	189	3.05	10—12
3M	Nextel 480	$70Al_2O_3$ $28SiO_2$，$2B_2O_3$	2275	224	3.05	10—12
Du Pont	PRD—166	Al_2O_3 15—25ZrO_2	2100—2450	385	4.2	20

纤维／陶瓷复合材料改进基体陶瓷材料力学性能的潜力很大，因而一直受到人们的重视。然而在NiCalon纤维研制成功以前，一直没有找到合适的纤维能用于陶瓷增韧。现在，一些高性能陶瓷纤维材料已被开发出来，有关情况列于表二，这些纤维材料的应用将可得到更多的纤维／陶瓷复合材料。

Nicalon纤维的应用较成功．主要原因在于它加入到陶瓷基体（特别是氧化物陶瓷基体）中，界面一般会形成碳富积层，允许纤维与基体脱粘并拔出，从而增韧陶瓷，但同时也导致它易于氧化。SCS—6纤维应用于玻璃—陶瓷基体和Si_3N_4陶瓷基体也会产生碳富积层界面，因而也会取得很好的增韧效果。Nicalon纤维在我国防科技大学已研制成功，但还未见有关复合材料研制应用的报道[14]。

氧化物纤维也是人们早期开发研究的增强体，但它易与陶瓷基体过紧粘结导致复合材料脆断。需要采用纤维涂敷技术来改善其界面结合性能，美日等国已生产出这种高性能氧化物陶瓷，如表二中的Nextel312、FP等。

这些高性能纤维材料的研究工作还在继续，新纤维在高温性能方面改善的潜力很大，如Tyranno纤维，其结构与Nicalon很相似，但通过加入2%的Ti，可延迟高温情况下晶粒增长和晶化，这有利于高温强度保持。

碳化硅晶须已由日本东海碳公司，和美国Exxon公司用稻壳为原料生产，我国沈阳金属研究所也研制出β-SiC晶须，并已得到应用。

2．各种陶瓷材料的增韧

(1) 碳化物陶瓷[15]

最早出现的韧化SiC材料是颗粒增强SiC材料“Norce-33”，被用于电火花机床中。其它碳化物复合材料还有：SiC化学气相沉积（CVD）纤维增强结构；碳／碳化硅混合材料和碳／碳复合材料；颗粒增强材料：碳化钛颗粒增强碳化硅，它可以提高断裂韧度和强度，碳化钛与陶瓷相混合还可以改进抗氧化性能；氧化铍／碳化硅也是颗粒增强材料，它可用来制作微电路基片。

(2) 氮化物和硼化物陶瓷

SiC纤维和晶须增强Si_3N_4陶瓷可以得到断裂韧性提高，加入添加剂如CeO_2、BN等还可以改进抗热冲击性能和热性能。氧化锆颗粒增强氮化硅也获得一定的成功。Sialon〔$Si_3Al_3O_3N_5$〕是一种氮化物、氧化铝等混合体，已引起人们极大关注，已被用作气体透平发动

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

机结构材料[16]。

弥散增韧硼化钛基复合材料已被用作精炼铝的电极材料；不稳定氧化锆增强 TiB_2基体也是一种韧化陶瓷，它可改进强度和韧度。

(3) 氧化物陶瓷

增韧氧化铝、氧化锆陶瓷是这类材料中最令人感兴趣的材料。增韧氧化铝有SiC晶须/Al_2O_3基和SiC纤维/Al_2O_3基复合材料；氧化锆颗粒增强氧化铝，它的高温性能比相变增韧氧化锆更好，因而成为无冷却柴油发动机最有发展前途的材料之一；此外还有研究加入钻石增强Al_2O_3陶瓷的情况。

增韧氧化锆有多晶四方相氧化锆陶瓷（TZP），它是在氧化锆基体中加入适量稳定剂，如CaO、Y_2O_3等而形成的材料；还有部份稳定氧化锆陶瓷（PSZ），它基本上是一种氧化锆颗粒相变增韧陶瓷材料。相变增韧陶瓷复合材料也是一类重要的韧化陶瓷材料，其增韧效果主要源于不稳定四方相氧化锆颗粒由应力激发而发生相变，抑制裂纹的扩展。但这种相变增韧在高温下基本消失，这一缺陷可望通过晶须强化而得到改善，这也是国内外增韧陶瓷的研究动向之一。

(4) 玻璃基材料

玻璃和玻璃——陶瓷基材料可以与纤维复合，其原因在于它易于热压加工成形。Nicalon纤维增强玻璃——陶瓷基材料的力学性能很好，加工制备成本还可以降低，这种复合材料很可能在陶瓷发动机结构中得到应用[17]。

在我国，相变增韧陶瓷材料研究开展较早，近几年在纤维及晶须增韧陶瓷研究方面也开展了一些工作，取得一定的成果，研制了碳纤维／玻璃基和Si_3N_4基陶瓷[18]，碳纤维/SiC陶瓷[19]，SiC晶须/Si_3N_4陶瓷，SiC晶须/Y-TZP陶瓷等复合材料，而且这些工作仍在不断深化。

三、加工制备技术

制备技术对CMC材料是至关重要的。制备技术发展很快，综合起来有下面4种[8]。

第一种是传统的混合方法和粘合液浸渍方法。短纤维和晶须增强复合材料加工多采用直接混合然后固化的方法。纤维增强玻璃和玻璃——陶瓷基材料加工采用粘合液浸渍方法予成形，然后热压固化[8,20]，但这种技术对耐热基体就不太适合，因为过高的热压温度易使纤维受氧化和产生损伤。

第二种方法是化学合成技术，如溶胶——凝胶方法和聚合体热解方法。前者指从化学溶液和胶体悬浮液中形成陶瓷的方法。这种方法可用来涂敷纤维，加工温度比第一种技术低。第三种方法是熔融浸润，它与金属基、聚合物基复合材料的常规加工方法相似，这也要求陶瓷基体溶点不能太高。第四种技术是化学反应形式的方法，有化学汽相沉积（CVD）、化学汽相浸润（CVI），和反应结合方法。这种方法的缺陷是形成结构的速率低。CVD技术最初是一种纤维涂敷技术，可改善界面性能，现在已被用来形成整个基体[21]；CVI应用可能更普遍，材料成形速率正在提高，利用CVI技术已制做出二维SiC纤维/SiC陶瓷复合

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

材料结构[22]；反应结合方法曾是Si_3N_4陶瓷的制备技术，现已被用来制作纤维 /Si_3N_4 陶瓷，生产复杂形状的部件结构。

上述各种方法都要求一定的温度以固化陶瓷，普遍的问题是增强体与基体间界面结合情况难以控制，而这正是高性能陶瓷复合材料的关键因素。此外，这些技术过程复杂，仍需简化，降低成本。

实际上目前纤维／陶瓷复合材料的制备更多的是采用传统方法，但难以制做复杂构形，因此加工制备技术是其主要问题之一。而晶须／陶瓷复合材料，可采用一般的陶瓷粉末加工制备工艺，而且碳化硅晶须等可从稻壳中生产，所以近年来发展很快，但要生产形状复杂的部件结构，也还存在成型、固化和烧结工艺问题。必须探寻等静压成型，等压烧结等新的制备技术，这也正是陶瓷发动机结构研制的关键之一。

四、力学性能的研究进展

陶瓷复合材料的力学行为与传统材料，甚至其它复合材料都有相当差异，这向力学工作者提出了分析和表征这些力学性能的新课题，有关的材料力学性能研究工作也将为这种新型结构材料的研制和应用提供理论依据。

在材料未出现破坏，结构完整性仍能保持的情况下，纤维及晶须／陶瓷复合材料的力学性能，如弹性关系等，与一般各向异性材料（如树脂基复合材料）相似，可采用园柱模型等进行理论予测[23]，而随机分布晶须/陶瓷复合材料的弹性常数可采用Halpin-Tsai 方程[24]来估计。但氧化锆相变增韧陶瓷的应力／应变响应关系、与传统的线弹性形式有很大的差别，必须研究其本构理论，这也是国内外力学工作者很感兴趣的课题，孙庆平等作了一些研究工作[25]。

陶瓷基复合材料力学性能与一般材料差异较大的，主要是涉及材料破坏过程的强度和韧性。这种脆性基复合材料有一些特殊的破坏形式，有些甚至迄今还未能完全确定，这些问题也是影响材料发展和应用的焦点。

对于纤维增韧陶瓷复合材料，在受拉伸载荷作用下可能导致脆性破坏；也可能出现基体先开裂，纤维桥接（bridging）裂纹，纤维逐渐断裂的破坏过程[26，27]。这取决于纤维和基体间界面的结合情况和纤维强度等材料参数情况。对于这一现象，Aveston，Cooper 和 Kelly采用裂纹扩展前后能量变化关系进行了研究[28]；Marshall等人采用各向同性断裂力学理论分析了桥接裂纹问题[29、30]；Budianski等人研究裂纹动态能量变化[31]；Rose 采用连续弹簧模型来模拟桥接纤维作用，导致一种边值问题积分方程[32]；考虑纤维强度统计分布影响，还可采用统计模型分析[33]；Phillips对断裂韧性进行了分析，并建立了简单的理论[34]；周施真和王俊奎采用一种等效非匀质杂质理论研究纤维／陶瓷复合材料的断裂强度[35]，并分析了各种微观结构参数对这种复合材料断裂破坏过程的影响[36]。

除了拉伸破坏，也有文章研究剪切、压缩破坏[37]。二维纤维／陶瓷材料的横向性能可以提高，然而其破坏将变得更复杂，缺乏适当的分析理论[38]。另外，由于纤维桥接裂纹，使断裂强度因子概念的应用出现问题，材料断裂韧性的定义和测定一直没有得到解决[39]。

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

晶须或颗粒增韧陶瓷复合材料的破坏形式一般都是脆性破坏，因而可采用三点或四点缺口断裂试验方法量测其断裂韧性。然而在电子显微镜下可以发现，这种材料的断裂过程相当复杂，出现了很多不同的裂纹与增强晶须或颗粒间相互作用过程。这种复合材料的增韧一般归纳为：裂纹偏转、裂纹桥接和晶须拔出等过程[40]，但怎样根据具体材料确定主要的增韧机制仍是一关键问题。对于这种需考虑裂纹与材料细观或微观结构相互作用产生增强增韧效果的力学问题，理论研究工作还很薄弱。已有的研究大多属于定性分析，或者采用宏观力学方法，加上一些唯象简化模型进行分析，如Faber和Evans的裂纹偏转增韧理论[41、42]，以及同时考虑裂纹偏转和晶须拔出机制的分析理论[43]，这些分析仅能给出一些增韧曲线，对于材料断裂强度随晶须加入出现下降的现象的理论分析也不充分。周施真对SiC晶须／陶瓷复合材料的断裂强度和断裂韧性采用微观力学方法进行研究[44]，解释了一些力学性能变化的现象。晶须／陶瓷复合材料的增强增韧可以是多种机制协同作用的结果，其断裂性能变化很复杂，需加强力学研究工作。

相变增韧陶瓷的强化机理主要有应力诱导相变增韧、微裂纹增韧和裂纹弯曲增韧等。小于临界尺寸的四方相ZrO_2颗粒在外加张应力作用下将向单斜相转变，阻抑裂纹的扩展。F.F.Lange，上海硅酸盐所高濂，A.G.Evans[45]等分别推出相变增韧公式，表明亚稳四方相的体积分数，相变区尺寸，基体弹性模量等的增加可提高应力诱导相变的效果。微裂纹增韧机制主要适用于材料内部出现微裂纹区的情况，A.G.Evans推导了有关的增韧公式[46]。裂纹偏转弯曲增韧，主要考虑陶瓷多晶体及晶粒形状等对断裂韧性影响，其中以柱状晶的作用最为明显，其次为板状、球状。相变增韧陶瓷的研究要求进一步完善和修正分析模型，了解相变的临界条件。

五、总结和评论

陶瓷基复合材料具有重大应用价值，它的工业化应用将对高温热机、航空航天工业和军事应用领域产生重大影响。在改进陶瓷脆性方面发展了几种有效的方法，但研制工作还不够深入，相变、纤维及晶须增韧陶瓷无论在材料制备、性能分析和结构应用等诸方面都还存在问题。纤维／陶瓷复合材料的发展主要取决于其制备技术和高性能纤维增强体的发展。晶须增韧陶瓷的优点在于其制备技术相对较成熟，利用这种陶瓷复合材料进行陶瓷热机结构应用是可行的，进一步的问题是怎样提高和稳定其力学性能，需加强力学研究工作。新的发展趋势是综合各种增韧机制，发展混杂增韧陶瓷，如晶须加入到TZP陶瓷中去，和晶须与纤维，纤维与纤维混杂增韧陶瓷复合材料[47]。

研究工作已经表明CMC材料性能的优越性，但目前仍需在材料、力学等方面做好扎实的基础工作，更需要改进工艺，降低成本，否则仍将是一种自我欣赏的材料。

在今年的中国材料科学国际会议（C-MRS，International'80）上、国内有很多科研单位和大学发表了陶瓷基复合材料方面的研究论文，这表明我国在陶瓷基复合材料研究领域已有一定的实力。虽然与国外相比尚有差距，但就发展的势头来看是很令人鼓舞的，只要注意集中力量，解决好应用与研究、分工与协作等关系，我们是可以在材料，力学分析，以及

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

应用领域取得更大的突破，加入国际先进行列。

参 考 文 献

〔1〕 E.M.Lenoe, et al, Am. Ceram. Soc. Bull., 2(1985)pp271
〔2〕 D.W.Richerson, ibid, 2(1985)pp282
〔3〕 R.A.J.Sambell, et al, J.Mater.Sci., 7(1972)663—675
〔4〕 R.A.J.Sambell, et al, ibid, 7(1972)676—681
〔5〕 S.R.Levitt, ibid, 8(1973)793—806
〔6〕 D.C.Phillips, ibid, 9(197)1847—1854
〔7〕 师昌绪,材料科学与工程,1 (1987) 1—16
〔8〕 J.A.Cornie, et al, Am.Ceram.Soc.Bull., 2(1986)pp297
〔9〕 P.C.Smith, Mechanic Engineering, 1(1987)25—28
〔10〕 R.Warren, Flight International, 3(1985)9—16
〔11〕 宇航材料工艺, 5(1985)pp9
〔12〕 新型无机材料, 1(1983)1—9
〔13〕 TAI-IL MAH, et al, Am.Ceram.Soc.Bull., 2(1987) 304—307
〔14〕 505材料实验室，第三届全国复合材料学术会议论文集，第一册， (1984) pp30
〔15〕 L.J.Schloler, et al, Am.Ceram.Soc.Bull., 2 (1986) 286—292
〔16〕 C.F.Lewis, Mechanic Engineering, 7 (1986) 31—36
〔17〕 K.M.Prewo, et al, Am.Ceram.Soc.Bull., 2 (1986) 305—313
〔18〕 Y.Y.Dai, C-MRS International, 90, (1990) pp25
〔19〕 J.K.Guo, et al, J.Mater.Sci., 17 (1982) 3611—3616
〔20〕 K.M.Prewo, J.J.Brennan, ibid, 15 (1980) 463—468
〔21〕 D.P.Stinton, et al, Am.Ceram.Soc.Bull., 2 (1986) 347—350
〔22〕 P.J.Lamicq, et al, ibid, 2 (1986) 336—338
〔23〕 A.Kelly, 高强材料，中国建筑工业出版社， (1983年) pp131
〔24〕 B.D.Agarwall, L.J.Broutman, Analysis and Performance of Fiber Composites, A Wiley-Interscience Publication, (1979) pp79
〔25〕 孙庆平，清华大学博士论文，1989年5月
〔26〕 D.B.Marshall, et al, Acta Metall., 33 (1985) pp2013
〔27〕 W.B.Hilling, Ann.Rev.Mater.Sci., 17 (1987) pp341
〔28〕 J.Aveston, et al, in the Properti`s of Fiber Composites, IPC Science and Technology Press Ltd, Surrey, England, (1971) 15—26
〔29〕 D.B.Marshall, A.G.Evans, J.Am.Ceram.Soc., 6 (1985) 225—31
〔30〕 O.Sbaizero, A.G.Evans, ibid, 6 (1986) 481—486
〔31〕 B.Budianski et al, J.Mech.Phys.Solids, 34 (1986) 167—89
〔32〕 L.R.F.Rose, ibid, 35 (1987) pp383
〔33〕 D.M.Thoules, A.G.Evans, Acta Metall., 3 (1988) 517—522
〔34〕 D.C.Phillips, J.Comp.Mater., (1974) pp130
〔35〕 周施真，王俊奎，C—MRS International'90, 北京， (1990) pp25
〔36〕 周施真，王俊奎，航空学报 (即将发表)
〔37〕 A.G.Evans, et al, ICCM-V California, (1985) pp393
〔38〕 O, Shaizero, et al, J.Am.Ceram.Soc., 6 (1986) pp481
〔39〕 张双寅，力学进展，1 (1987) 11—28

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

〔40〕 J.Homeny, et al, Am.Ceram.Soc.Bull., 2 (1987) 333—338
〔41〕 K.T.Faber and A.C.Evans, Acta Metall., 5 (1983) 565—576
〔42〕 K.T.Faber and A.G.Evans, ibid, 5 (1983) 577—584
〔43〕 Y.C.Chiang ang T.W.Chou, ICCM-Ⅶ, (1989) pp323
〔44〕 周施真，北京航空航天大学博士论文，1990年6月
〔45〕 A.G.Evans, J.Am.Ceram.Soc., (1982) pp242
〔46〕 A.G.Evans,Fracture in Ceramic Materials, (1984) pp54
〔47〕 S.T.Buljan, et al, Am. Ceram.Soc.Bull., 2 (1989) pp387

The Research Development of Ceramic Matrix Composites

Wang Tsunkuei Zhou Shizhen

Research Institute of Solid Mechanics,
Beijing University of Aeronautics and Astronautics,
Beijing, China

ABSTRACT

The development and research status of ceramic matrix composites re reviewed an danalyse din this paper.The main topics includes the development process and application prospects of ceramic matrix composites, the research of fiber material, the toughening research of various ceramic matrix materials,the fabrication techniques, the toughening mechanisms and structure properties of ceramic matrix composites. Finally,some simple opinions on the further development of ceramic matrix composites are presented.

Key words: ceramic matrix composites, toughening, mechanical research

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net