



国家科学技术学术著作出版基金资助出版

陶瓷基复合材料强韧化 与应用基础

成来飞 张立同 梅辉 著



化学工业出版社



国家科学技术学术著作出版基金资助出版

陶瓷基复合材料强韧化 与应用基础

成来飞 张立同 梅 辉 著



化学工业出版社

· 北京 ·

《陶瓷基复合材料强韧化与应用基础》通过研究增强纤维、界面相、基体、涂层四个微结构单元以及制备和服役环境对陶瓷基复合材料强韧性的影响及其协同作用，初步实现了根据服役要求进行强韧性设计与性能预测。

本书围绕陶瓷基复合材料强韧化与应用基础问题展开，分别介绍和讨论了陶瓷基复合材料的强韧化研究进展及其存在的问题，纤维种类、纤维丝束大小对强韧性的影响，界面相制备工艺对强韧性的影响，基体分布和基体多元多层改性对强韧性的影响，涂层和涂层改性对强韧性的影响，环境因素与微结构单元的非线性耦合作用，以及微结构单元的协同作用及其强韧化机理等。

本书的出版将为陶瓷基复合材料专业的研究生和相关研究人员及生产设计人员提供有益参考。

图书在版编目 (CIP) 数据

陶瓷基复合材料强韧化与应用基础/成来飞, 张立同, 梅辉著. —北京: 化学工业出版社, 2018.10

ISBN 978-7-122-32733-8

I. ①陶… II. ①成…②张…③梅… III. ①陶瓷复合材料-强化机理-研究 IV. ①TQ174.75

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2018) 第 170452 号

责任编辑: 赵媛媛 段志兵
责任校对: 王 静

文字编辑: 陈 雨
装帧设计: 张 静

出版发行: 化学工业出版社 (北京市东城区青年湖南街 13 号)
印 装: 北京新华印刷有限公司

710mm×1000mm 1/16 印张 25½ 字数 482 千字 2019 年 1 月北京第 1 版第 1 次印刷

购书咨询: 010-64518888 售后服务: 010-64518899

网 址: <http://www.cip.com.cn>

凡购买本书, 如有缺损质量问题, 本社销售中心负责调换。

定 价: 128.00 元

版权所有 违者必究



20 世纪 70 年代初，Aveston 在连续纤维增强聚合物基复合材料和金属基复合材料的基础上，首次提出了连续纤维增强陶瓷基复合材料的概念；20 世纪 70 年代末，Naslain 在陶瓷基复合材料制造技术方面取得重大突破，拉开了国际陶瓷基复合材料研发的序幕；1991 年，西北工业大学张立同院士团队另辟蹊径，开展陶瓷基复合材料研究，成为我国超高温结构复合材料发展的里程碑。

在国内外陶瓷基复合材料竞相发展的过程中，强韧化问题日益凸现。强韧化问题研究可分为两个层面：一是强韧化机理，二是强韧化实现。早期主要关注强韧化机理，如界面脱粘、裂纹扩展和纤维拔出等。陶瓷基复合材料强韧化机理是在聚合物基复合材料和陶瓷材料强韧化基础上提出的，而在利用这些机理实现强韧化的过程中，发现了一些难以解释的现象，例如：并不是纤维的强度越高强韧性越好；涂层除了保护作用外还有强韧化作用；界面的影响与工艺过程密切相关；基体的分布对强韧性有显著影响等。这些现象折射出强韧化的两个科学问题：复合材料各结构单元的强韧化协同问题，工艺过程强韧化的协同问题。阐明这两个科学问题，不但需要相关理论指导，而且还必须以材料制备技术发展和大量试样制备与测试表征为基础。这需要一个稳定团队坚持不懈的努力和相关经费的持续支持。

张立同院士团队以碳化硅陶瓷基复合材料（CMC-SiC）为对象，在国防 973 和国家杰出青年基金等项目支持下，研究了微结构单元的强韧化协同问题；在国家自然科学基金重点项目和国防预研等项目支持下，研究了工艺过程与强韧化协同问题。本书是上述研究成果的总结和归纳，也是从材料制备工艺角度系统研究陶瓷基复合材料强韧化的一部专著。本书旨在通过研究增强纤维、界面相、基体和涂层四个微结构单元对陶瓷基复合材料强韧性的影响及其协同作用，初步实现根据服役要求进行陶瓷基复合材料强韧性设计与性能预测。

全书共7章，由笔者统筹组稿，梅辉教授协助组稿，张立同院士审定。第1章介绍陶瓷基复合材料的强韧化研究进展及其存在的问题。第2章介绍纤维种类和纤维丝束大小对强韧性的影响，重点讨论纤维的强韧化机理与纤维选择原则。第3章介绍界面相制备工艺对强韧性的影响，重点讨论界面相综合作用机理。第4章介绍基体分布和基体多元多层改性对强韧性的影响，重点讨论基体强韧化途径与机理。第5章介绍涂层和涂层改性对强韧性的影响，重点讨论涂层的强韧化机理。第6章介绍环境因素与微结构单元的非线性耦合作用，重点讨论环境强韧化途径与机理。第7章介绍微结构单元的协同作用及其强韧化机理，拟尝试建立预制体结构与强韧性的关系。

本书包含了孟志新和王毅强博士论文的内容，还采用了梅辉、吴守军、杨文彬、马军强、聂景江、汪海滨、陈曦、王红琴等学位论文的部分内容。同时还收录了殷小玮教授、王一光教授、范尚武副教授在强韧化方面的研究成果，以及乔生儒教授和矫桂琼教授课题组在本征力学性能方面的研究成果。长期研究过程中，团队的工程技术人员负责全部试样制备，并参与了部分性能测试。博士研究生孟志新、李建平、侯翼、朱艳参加了资料收集、整理和校对。

本书力求专业性和实用性结合，希望为陶瓷基复合材料专业研究生和相关研究人员提供参考，为生产部门工艺设计和设计部门的应用选材提供借鉴。但是，陶瓷基复合材料强韧化问题十分复杂，虽经团队十余年研究，一些研究成果仍在实践检验过程中，一些问题还处于不断认识阶段，肤浅和疏漏在所难免，恳请广大读者批评指正。

成来飞
2018.7



目录

第 1 章 绪论	1
1.1 引言	1
1.2 陶瓷基复合材料的微结构单元	2
1.2.1 增强纤维	4
1.2.2 界面相	6
1.2.3 基体	11
1.2.4 涂层	13
1.3 陶瓷基复合材料韧性的表征	16
1.3.1 K_{IC} 和断裂功	16
1.3.2 声发射技术	17
1.4 陶瓷基复合材料强韧性影响因素	20
参考文献	21
第 2 章 纤维增强体与陶瓷基复合材料的强韧化	26
2.1 引言	26
2.2 纤维预制体结构参数	26
2.2.1 纤维体积分数与模量	26
2.2.2 纤维分布方式	28
2.2.3 纤维种类	29
2.2.4 纤维损伤	29
2.3 纤维种类与复合材料的强韧化	30
2.3.1 纤维束复合材料的强韧性	30

2.3.2 编织结构复合材料的强韧性	33
2.4 纤维束大小与复合材料的强韧化	37
2.4.1 纤维束复合材料的强韧化	38
2.4.2 二维复合材料的强韧化	43
2.4.3 三维复合材料的强韧化	75
2.4.4 三维针刺复合材料的强韧化	92
2.5 纤维模量与复合材料的强韧化	98
参考文献	102
第3章 界面相与陶瓷基复合材料的强韧化	106
3.1 引言	106
3.2 界面相的作用	106
3.2.1 界面相对滑移阻力的影响	108
3.2.2 界面相对热失配残余应力的影响	108
3.3 PyC 界面相与纤维束复合材料的强韧化	112
3.3.1 PyC 界面相与 SiC/SiC 纤维束复合材料的强韧化	112
3.3.2 PyC 界面相与 C/SiC 纤维束复合材料的强韧化	116
3.4 PyC 界面相厚度与编织结构复合材料的强韧化	126
3.4.1 界面相厚度对无切口试样弯曲特性的影响	127
3.4.2 界面相厚度对单边切口试样弯曲特性的影响	129
3.4.3 界面相厚度对强韧性测试结果分散性的影响	131
3.4.4 热处理对界面相厚度与强韧性关系的影响	132
3.4.5 预制体结构对界面相厚度与强韧性关系的影响	135
3.4.6 纤维种类对界面相厚度与强韧性关系的影响	137
3.5 BN 界面相与 SiC/SiC 纤维束复合材料的强韧化	138
3.5.1 界面相厚度对拉伸特性的影响	138
3.5.2 界面相热处理对拉伸特性的影响	143
3.6 界面相材料与 SiC/SiC 纤维束复合材料的强韧化	147
3.6.1 PyC 界面相对拉伸特性的影响	148
3.6.2 PyC 界面相厚度不同时的断裂行为	149
3.7 基于强韧化协同设计的界面相优化	151
参考文献	155
第4章 基体与陶瓷基复合材料的强韧化	158
4.1 引言	158

4.2 基体微结构参数	158
4.2.1 基体多元多层改性.....	158
4.2.2 基体微裂纹与孔隙.....	159
4.3 基体分布与复合材料的强韧化	160
4.3.1 基体在复合材料中的分布特征.....	160
4.3.2 基体分布均匀性对复合材料强韧性的影响.....	168
4.4 SiC 纳米线改性与复合材料的强韧化	173
4.4.1 显微结构.....	173
4.4.2 强韧性.....	174
4.4.3 断裂行为.....	176
4.5 CVI-PyC 基体改性与复合材料的强韧化	177
4.5.1 CVI-PyC 基体改性对显微结构的影响.....	177
4.5.2 CVI-PyC 基体改性对强韧性的影响.....	181
4.5.3 CVI-PyC 基体改性对断裂行为的影响.....	181
4.6 PIP-SiC 基体改性与复合材料的强韧化	186
4.6.1 显微结构.....	186
4.6.2 强韧性.....	187
4.6.3 断裂行为.....	189
4.7 RMI-C/SiC 基体改性与复合材料的强韧化	191
4.7.1 显微结构.....	191
4.7.2 拉伸性能.....	195
4.7.3 压缩性能.....	197
4.7.4 弯曲性能.....	199
4.7.5 层间剪切性能.....	202
4.7.6 面内剪切性能.....	203
4.7.7 冲击性能.....	204
4.7.8 断裂韧性.....	204
4.8 CVI-B₂C 陶瓷基体改性与复合材料的强韧化	205
4.8.1 显微结构.....	205
4.8.2 弯曲强度与断裂韧性.....	210
4.8.3 拉伸性能.....	212
4.8.4 剪切与压缩性能.....	218
4.9 Ti₃SiC₂ 陶瓷基体改性与复合材料的强韧化	223
4.9.1 反应熔体浸渗生成 Ti ₃ SiC ₂ 的热力学分析.....	223

4.9.2	Ti ₃ SiC ₂ 基体改性 with C/C-SiC 复合材料的强韧化	224
4.9.3	Ti ₃ SiC ₂ 基体改性 with C/SiC 复合材料的强韧化	231
4.10	强韧化机理	238
4.10.1	基体分布均匀性的强韧化机理	238
4.10.2	基体改性的强韧化机理	238
4.10.3	基体功能划分的多尺度强韧化机理	240
	参考文献	240
第5章	涂层与陶瓷基复合材料的强韧化	243
5.1	引言	243
5.2	涂层的作用	243
5.3	SiC 晶须涂层改性 with 复合材料强韧化	244
5.3.1	显微结构	244
5.3.2	弯曲性能	247
5.3.3	断裂行为	248
5.4	CNTs 涂层改性 with 复合材料的强韧化	250
5.5	EBCs 涂层改性 with 复合材料的强韧化	252
5.5.1	BSAS 涂层 with 复合材料的强韧性	252
5.5.2	Sc ₂ Si ₂ O ₇ 涂层 with 复合材料的强韧性	253
5.6	涂层热环境损伤修复 with 复合材料的强韧化	255
5.6.1	制备裂纹缺陷的修复对强韧性的影响	256
5.6.2	热损伤裂纹缺陷修复对强韧性的影响	257
5.7	强韧化协同设计的涂层优化	260
5.7.1	涂层设计原则	260
5.7.2	涂层修复原则	260
	参考文献	261
第6章	服役环境对陶瓷基复合材料强韧性的影响	263
6.1	引言	263
6.2	服役环境	263
6.2.1	疲劳	263
6.2.2	热震/热循环	265
6.2.3	高温气氛氧化	266
6.2.4	热处理	268
6.3	预疲劳处理 with 复合材料的强韧化	270

6.3.1	复合材料的应力应变行为	270
6.3.2	复合材料的强韧性变化	272
6.4	氧化处理与复合材料的强韧化	275
6.4.1	干燥空气环境氧化处理	275
6.4.2	水氧耦合环境氧化处理	282
6.5	热处理与复合材料的强韧化	285
6.5.1	热处理对复合材料拉伸性能的影响	285
6.5.2	热处理对复合材料拉伸性能影响机制	291
6.5.3	热处理对复合材料弯曲性能的影响	294
6.5.4	热处理对复合材料弯曲强韧性影响机制	297
6.6	热循环处理与复合材料的强韧化	300
6.6.1	不同环境气氛下热循环处理	300
6.6.2	约束条件下热循环处理	303
6.7	测试条件与复合材料的强韧化	305
6.7.1	试样尺寸	305
6.7.2	加载速率	307
6.8	陶瓷基复合材料的环境自适应性	310
	参考文献	314

第7章 陶瓷基复合材料各结构单元协同作用与性能预测 319

7.1	引言	319
7.2	复合材料微结构单元协同作用与强韧化机理	319
7.2.1	纤维和界面相协同作用与复合材料的强韧化	319
7.2.2	纤维和基体协同作用与复合材料的强韧化	320
7.2.3	涂层和基体协同作用与复合材料的强韧化	321
7.2.4	环境因素协同作用与复合材料的强韧化	321
7.3	纤维预制体结构与复合材料的强韧性	322
7.3.1	纤维预制体的结构特征	322
7.3.2	二维复合材料的强韧化	325
7.3.3	2.5维复合材料的强韧化	338
7.3.4	三维复合材料的强韧化	350
7.3.5	三维针刺复合材料的强韧化	355
7.3.6	强度统一关系	366
7.3.7	不同预制体复合材料迟滞行为的对比	371

7.4 单胞元法预测复合材料性能	374
7.4.1 一维纤维束的单胞元微结构模型	375
7.4.2 二维编织纤维束的单胞元微结构模型	376
7.4.3 三维编织纤维束的单胞元微结构模型	378
7.4.4 包含孔隙结构的单胞元微结构	380
7.4.5 单胞元法预测复合材料力学性能	382
参考文献	390



第1章 绪论

1.1 引言

现代复合材料的发展有 60 多年历史，第一代复合材料的代表是玻璃钢，即玻璃纤维增强塑料；第二代复合材料的代表是连续碳纤维增强树脂，以及硼纤维增强树脂；第三代复合材料包括高性能连续碳纤维和陶瓷纤维增强树脂基、金属基、金属间化合物基、陶瓷基和碳基复合材料。

20 世纪 70 年代初，Aveston^[1] 在连续纤维增强聚合物基复合材料 (fiber reinforced polymer matrix composite, FRPMC) 和纤维增强金属基复合材料 (fiber reinforced metal matrix composite, FRMMC) 的基础上，首次提出了连续纤维增强陶瓷基复合材料 (fiber reinforced ceramic matrix composite, FRCMC) 的概念，从而为高性能陶瓷材料的研究与发展开辟了一条崭新途径。70 年代初期法国 Bordeaux 大学 Naslain 教授发明了化学气相渗透 (chemical vapor infiltration, CVI) 制造连续纤维增韧碳化硅陶瓷基复合材料 (ceramic matrix composite-SiC, CMC-SiC) 的新方法并获得专利，陶瓷基复合材料的制造取得重大突破，而后发展成产业化技术，美国购买了此项法国专利。

连续纤维增强陶瓷基复合材料 (ceramic matrix composite, CMC) 具有类似金属的断裂行为、对裂纹不敏感、不会发生灾难性损毁，还兼具陶瓷的密度低、强度高和优异高温力学性能，在航空航天等高新技术领域显示出不可替代的优势，在新能源等新兴产业领域也具有广泛应用前景。应用领域和服役环境不断拓展，对陶瓷基复合材料的力学性能，尤其是强度、韧性和可靠性提出更高要求。因此，强韧化对复合材料的设计与制备具有重要理论意义和应用价值。

增强体、界面相、基体和涂层是构成复合材料的四要素，陶瓷基复合材料的强

韧化就是指各要素对强韧性的影响及其机理，以及各要素的协同作用。此外，服役环境对 CMC 强韧性的变化有重要影响。因此，本书关注的是面向应用的陶瓷基复合材料强韧化基础问题，涉及材料制备的各环节和服役环境的影响。故研究包括 CMC 的本征强韧性和环境强韧性。CMC 的本征强韧性与构件的结构设计有关，而 CMC 的环境强韧性与构件服役环境的寿命设计有关。

本章将重点介绍陶瓷基复合材料面向应用的强韧化基础与研究进展，以及存在的问题，并在此基础上介绍本书的主要内容。

1.2 陶瓷基复合材料的微结构单元

陶瓷基复合材料是由高强度的陶瓷纤维和陶瓷基体复合而成，一般包括四大结构单元：增强纤维、界面相、基体以及表面抗环境涂层。

利用 CMC 仿生结构模型——“骨架-皮肉”模型^[2]，可以形象直观地阐释 CMC 的内在结构联系，如图 1-1 所示。

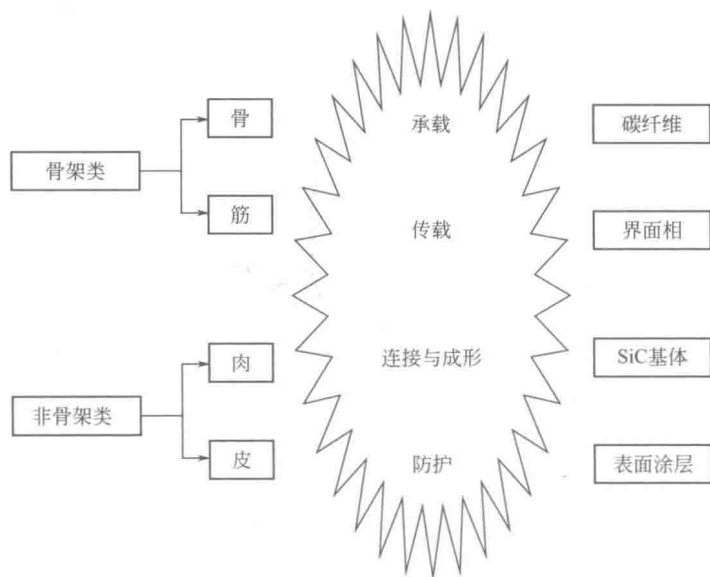


图 1-1 C/PyC/SiC 功能失效的仿生模型^[2]

增强纤维相当于 CMC 的“骨架”，是复合材料主要承载结构单元，具有高强度和高模量特征，复合材料的宏观强度很大程度取决于增强纤维的强度。包覆在纤维外的界面相相当于连接在“骨架”上的“筋”。“筋”是复合材料传载结构单元，应具有适当强度以满足传载要求，可“筋”又要适度“弱”，以将载荷均匀分散到尽可能多的纤维上。合适的“筋”是决定复合材料力学性能的关键；在复合材料制备过程中，“筋”对纤维起到保护和一定的修复作用；在服役环境下，“筋”也是保护纤维的最后

一道屏障。基体则相当于复合材料的“肌肉”，从结构角度看，基体是形成复合材料外形和刚性的基本结构单元，基体材料的强度和模量应与纤维的匹配，同时具有良好抗氧化和抗腐蚀性能；在服役环境下基体是保护纤维和界面的主要屏障。表面涂层相当于“皮肤”，是复合材料与外界环境直接接触的结构单元，也是保护复合材料内部各结构单元的第一道屏障。纤维与基体热膨胀失配造成的基体裂纹不可避免地成为腐蚀性环境介质向材料内部扩散的通道，故表面涂层是陶瓷基复合材料不可或缺的结构单元。但是，表面涂层也存在与复合材料热膨胀失配产生的裂纹。通常采用多层结构降低涂层与基体间产生裂纹的倾向，这对阻挡腐蚀性环境介质非常重要。

图 1-2 为化学气相渗透法 (CVI) 制备陶瓷基复合材料的跨尺度结构特征；图 1-3 为 CVI 制备 C/SiC 复合材料的微结构单元。制备过程中，PyC 界面层首先均匀包覆在每根纤维上，随后 SiC 基体包覆在纤维单丝和纤维束上，最后基体在表面沉积获得 SiC 致密涂层，从而形成完整的 C/SiC 复合材料。

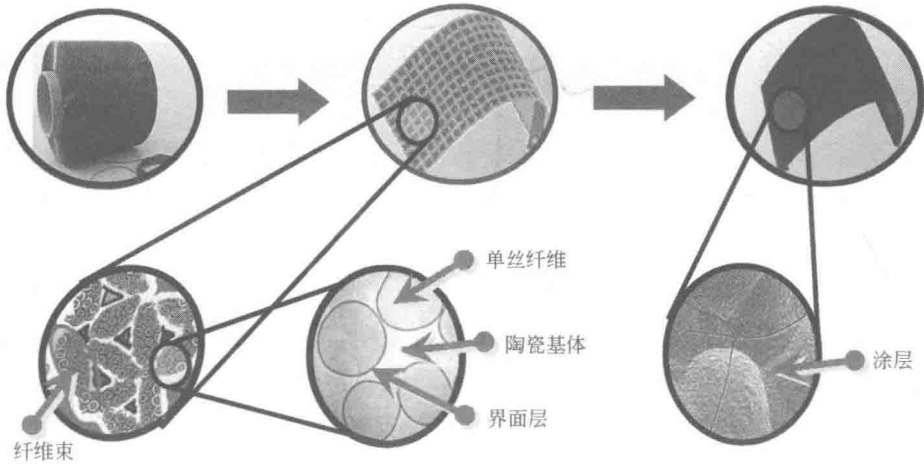


图 1-2 CMC 的宏观结构单元与特征

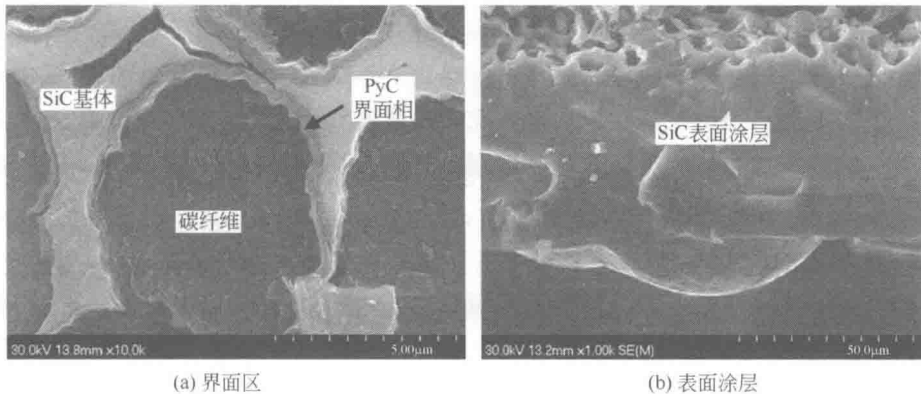


图 1-3 C/SiC 界面区及表面涂层的 SEM 照片

1.2.1 增强纤维

增强体作为复合材料结构体系中的强化相，其材质可以是金属、氧化物、碳化物、氮化物和硼化物等，其形态可以是长纤维（连续纤维）、短纤维或者晶须。由于制备技术的发展，目前几乎所有无机化合物都可以制成纤维，长纤维的直径也可达 $7\sim 140\mu\text{m}$ ^[3]。CMC-SiC用增强纤维主要是非氧化物连续纤维，如碳纤维和碳化硅纤维等。对于氧化物基复合材料，增强纤维有氧化物纤维和非氧化物纤维。

1.2.1.1 碳纤维

碳纤维根据制造用原料不同可分为：人造丝类（rayon）、聚丙烯腈类（PAN类）、沥青类（pitch）和气相沉积纤维^[4]。目前各种碳纤维都实现商品化生产。其中，技术最成熟且在先进复合材料中用量最多的是PAN类碳纤维。根据力学性能，碳纤维分为通用型、高强型和高模型等。一般认为，拉伸强度低于1400MPa、拉伸模量低于140GPa为通用型；高模型碳纤维是指纤维轴向弹性模量大于石墨单晶碳弹性常数的30%；高强型碳纤维是指纤维拉伸强度大于3000MPa，拉伸强度与拉伸模量之比为1.5%~2.0%^[5]。

碳纤维的微观结构（图1-4）是影响其强度和断裂行为的重要因素，碳纤维物理和力学性能的差别与其微观结构的差异密切相关。目前公认碳纤维是由二维乱层石墨微晶组成，微晶沿纤维轴向择优取向。碳纤维具有两相结构，存在宏观和微观上的不均匀性，大量实验观察证明碳纤维具有皮芯结构，纤维强度主要来源于外皮。由于在碳纤维预氧化阶段氧在原丝中扩散很慢，纤维内部只部分稳定化，稳定化的外皮在碳化过程中微晶尺寸较大，择优取向程度高。

碳是一种高熔点材料，且是极少数力学性能随温度升高而增加的材料之一。与陶瓷纤维相比，碳纤维的显著优点是可在较大温度范围内保持力学性能稳定。而碳纤维的最大缺点是在400℃以上空气中会发生氧化。一般认为，当碳纤维的氧化程度较轻时，氧化首先从纤维表面一些活性点开始，如碳纤维表面棱脊边缘处。随氧化过程进行纤维表面变光滑，随后却在纤维表面形成尺寸较小的坑洞。当氧化较严重时，表面活性点很快被氧化掉，继而在纤维表面形成尺寸较大坑洞。随着氧化过程继续，坑洞相连在纤维表面形成条形裂纹，氧化严重时纤维产生裂解，纤维强度损失殆尽^[6,7]。

1.2.1.2 碳化硅纤维

对于高温氧化性气氛服役环境，采用碳化硅（SiC）纤维可提高CMC-SiC等的抗氧化性。目前，工业用连续SiC纤维制造方法主要有聚合物先驱体热解法和化学气相沉积（chemical vapor deposition, CVD）法。

CVD法制备SiC纤维是在连续芯材纤维（钨丝或碳丝）上沉积SiC而得连续

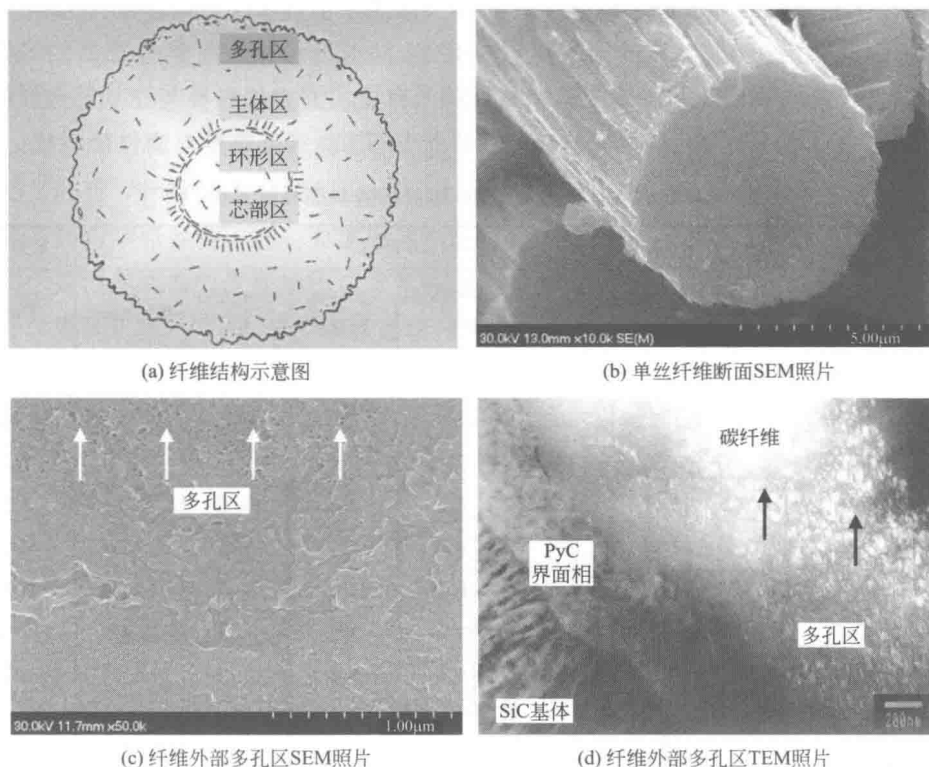


图 1-4 T300 碳纤维的微观结构特征

SiC 纤维，一般用于钛和钛铝基复合材料。该 SiC 纤维具有高比强和高比模，与碳纤维和硼纤维相比，具有良好高温稳定性。但其直径大于 $140\mu\text{m}$ ，柔韧性差，不利于复杂构件的成型，且价格昂贵，因而应用受到限制。聚合物先驱体转化法制备 SiC 纤维是由日本矢岛圣使 (Yajima) 于 1975 年发明，它是由聚碳硅烷有机先驱体熔融纺丝后，经交联和高温裂解而成。纤维由约 10nm 超微粒子构成，凝聚力大，应力沿着致密的粒子界面分散，因而表现出极高强度^[8,9]。

SiC 纤维目前商品牌号和生产厂家主要有：Nicalon 系列 (Nippon Carbon)、Tyranno 系列 (Ube Heavy Industries) 及 Sylramic (Dow Chemical)。Nicalon 纤维是由聚碳硅烷经熔融纺丝、氧化交联制备的 Si—C—O 纤维，也称高氧高碳型碳化硅纤维，由 SiC 微晶和包含于无定形 SiC_xO_y 中的无定形碳组成。由于氧含量高，Nicalon 纤维热稳定性较差，在 1200°C 以上会分解成 SiO 与 CO 而挥发，导致纤维性能急剧降低。该纤维长时适用的最高温度为 1100°C ；低氧高碳型 Hi-Nicalon 纤维也是用聚碳硅烷原丝通过无氧电子束交联和热解而成，在 1230°C 以下具有很好长时稳定性^[10]。该纤维主要由 SiC 微晶和无定形碳组成，微晶在高温下长大会导致高温蠕变性能恶化，而无定形碳的存在会降低其高温抗氧化性；在 Hi-

Nicalon 纤维基础上又发展了近化学计量型 ($\text{Si}/\text{C}=1.05$) Hi-Nicalon S 碳化硅纤维, 氧含量降至 0.2% (质量分数), 与 Hi-Nicalon 纤维相比, 具有更高的 SiC 结晶度、更好的抗氧化性和抗蠕变性, 是目前最有应用潜力的高温陶瓷基复合材料增韧纤维之一。表 1-1 为几种聚碳硅烷 SiC 纤维与 T300 碳纤维的典型性能对比。

表 1-1 聚碳硅烷 SiC 纤维与 T300 碳纤维的典型性能对比^[7,11~15]

性能	SiC 纤维						碳纤维
	Nicalon NL-200	Hi-Nicalon	Hi-Nicalon Type S	Tyranno LoxM	Tyranno SA	Sylramic	T300
直径/ μm	14	14	12	11	10	10	7.0
纤维束/(根/束)	500	500	500	800	1600	800	3000
每千米克数	210	200	180	—	—	—	66
拉伸强度/GPa	3.0	2.8	2.6	3.3	2.8	3.2	3.1
拉伸模量/GPa	220	270	420	187	420	380	230
延伸率/%	1.4	1.0	0.6	1.8	0.7	0.7	0.8
密度/(g/cm^3)	2.55	2.74	3.10	3.3	3.24	3.55	1.74
轴向 CTE/ 10^{-6}K^{-1}	3.1~3.2	3.3~3.5	3.5	3.1	—	5.4	-0.7
化学组成(质量分数)/%							
Si	56.6	62.4	68.9	55.4	67.8	66.6	
C	31.7	37.1	30.9	32.4	31.3	28.5	95
O	11.7	0.5	0.2	10.2	0.3	0.8	
其他				Ti 2	Al 2.0	B 2.3 N 0.4	
耐热性/ $^{\circ}\text{C}$	1100	1230	1450	—	—	1420	—

目前, 在 CMC 中主要使用的 SiC 纤维为 Hi-Nicalon 和 Hi-Nicalon S 两种, 以保证分别在 1200°C 和 1400°C 高温长时使用。

1.2.2 界面相

界面是位于基体与增强体之间的一个特殊区域, 不是简单几何意义上的“面”, 而是与基体和增强纤维不同的新相, 称之为界面相^[16]。界面相是连接纤维与基体的“纽带”, 也是载荷传递的“桥梁”, 其结构和性能直接影响复合材料的强韧性。

1.2.2.1 界面相的功能 (筋)

界面相具有两大基本功能。其一是“力学熔断器 (mechanical fuse)”功能, 即改变裂纹扩展方向或阻止裂纹扩展以达到保护纤维的目的, 这是界面相最基本的功能。其二是“载荷传递 (load transfer)”功能, 即通过切变将载荷传递给纤维。