

熔渗法制备陶瓷基复合材料的研究进展

Progress in Ceramic Matrix Composites Fabricated by Melt Infiltration Process

中航工业复合材料技术中心先进复合材料国防科技重点实验室 焦健 杨金华 李宝伟

[摘要] 熔渗法作为一种碳纤维或碳化硅纤维增强碳化硅基复合材料的制备方法,具有周期短、工艺简单及生产成本低等特点。目前,该技术在欧美等国得到迅速发展,并且广泛应用于航空发动机、空天飞机鼻锥、火箭尾喷管及汽车刹车盘等领域。针对该技术的特点,对国内外研究进展、工艺过程、反应机理、材料性能、应用前景及存在的问题进行综述,以期为国内该领域的发展提供一定的参考。

关键词: 陶瓷基复合材料 熔渗法 碳化硅纤维 碳化硅

[ABSTRACT] Melt infiltration (MI) is one of the processes to fabricate carbon fiber or silicon carbide fiber reinforced silicon carbide matrix composites (C_f/SiC or SiC_f/SiC). In comparison with other processes, MI process is a fast densification technique with a low cost, which has been widely applied in manufacturing components of turbine engines, space shuttles and brake disks. In this paper, we reviewed the development of MI process, the manufacturing process, the mechanism of MI process, the mechanical properties of ceramic matrix composites via MI process, and its potential applications.

Keywords: Ceramic matrix composites Melt infiltration Silicon carbide fibers Silicon carbide

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.S2.001

碳纤维或碳化硅纤维增强碳化硅基复合材料具有抗氧化、质轻、抗热震、高温性能优异等特点,因而被广泛应用于航空、航天和汽车等领域。目前,该类复合材料的制造工艺主要有3种:气相渗透法(CVI)、先驱体裂解法(PIP)及熔渗法(MI),3种工艺优劣比较如表1所示。采用CVI及PIP法制备材料的周期通常较长、制造工艺也较复杂且成本很高,而MI方法制造周期短、工艺简单并且生产成本低等特点弥补了以上两种工艺的缺点,因此具有非常广阔的应用前景。

熔渗法在英文文献中表述不尽相同,通常有MI

表1 CVI、PIP及MI工艺特点比较

工艺	原材料成本	温度要求	所需时间	循环次数	孔隙率
MI	低	高温 ($>1410\text{ }^\circ\text{C}$)	短	一次	低
PIP	高	低温 ($800\sim 1100\text{ }^\circ\text{C}$)	长	多次	高
CVI	高	中温 ($900\sim 1200\text{ }^\circ\text{C}$)	长	多次	高

(Melt Infiltration)^[1-2]、RMI(Reactive Melt Infiltration)^[3-5]、LSI(Liquid Silicon Infiltration)^[6-11]、LMI(Liquid Melt Infiltration)^[12-13]、MSI(Molten Silicon Infiltration)^[14-15]以及SMI(Silicon Melt Infiltration)^[16]等,本文中,我们采用MI代指此种方法。

1 熔渗法国内外研究进展

MI技术起源于20世纪60年代,最早应用于生产Si-SiC复合材料,在高温下将熔融硅渗入SiC颗粒组成的多孔体,以制备SiC基复合材料^[17]。为进一步提高材料的断裂韧性,采用碳纤维或碳化硅纤维作为增强体来制备SiC基复合材料。

目前,能够成功应用该技术并进行大批量生产的国家主要为德国和美国。德国主要采用碳纤维进行增强,以制备 C_f/SiC 或 $C_f/C-SiC$ 复合材料,主要研究机构及公司包括德国宇航中心DLR、西格里、SKT、空客公司等。美国主要采用碳化硅纤维进行增韧,最早是20世纪80年代末期GE公司采用此法制备 SiC_f/SiC 复合材料,并在1993年推出商品号“Toughened Silcomp”的产品。此后,受到美国政府的重视,在EPM(Enabling Propulsion Materials, 1994~1999)、UEET(Ultra Efficient Engine Technology, 1999~2005)以及NGLT(Next Generation Launch Technology)项目的支持下,该技术得到了进一步的发展,并且已经成功地应用于发动机重要部位,主要研究单位有GE公司、NASA及Goodrich公司等^[18]。此外,日本也有相关方面研究,但具体的应用尚未见报道^[19]。

国内采用此种技术进行陶瓷基复合材料制作的单

位有很多,中科院上海硅酸盐研究所^[20-21]、西北工业大学^[11, 13, 22-24]、中南大学^[25-26]、国防科技大学、大连理工大学、中科院沈阳金属所^[27]、中科院光电技术研究所^[28]、哈尔滨工业大学^[29]、上海大学^[30]以及西安交通大学^[31-33]等均开展了该技术的研究,主要集中在碳纤维增强陶瓷基复合材料方面,西北工业大学已将该工艺应用于刹车盘等产品。但碳化硅纤维增强陶瓷基复合材料的研究较少。

2 熔渗法主要工艺流程

MI 法制备陶瓷基复合材料,不但采用碳纤维与碳化硅纤维工艺有区别,各个机构,甚至各个机构内不同的牌号使用的工艺流程也不尽相同,但主要分为4步:①纤维或编织物的预成形;②树脂基复合材料的制备或纤维涂层;③多孔体的制备;④渗硅处理。由于采用碳纤维与碳化硅纤维在制造工艺方面有较大不同,因此分开进行阐述。

2.1 碳纤维增强陶瓷基复合材料

德国 DLR 在制备 C_f/C-SiC 方面做了大量工作,并且成功地研发出了不同性能的 C_f/C-SiC 复合材料,并将该类材料广泛应用于飞机或豪华车刹车盘上。在 DLR 的制备工艺中,首先制备碳纤维增强酚醛树脂基复合材料;然后将树脂基复合材料进行高温碳化处理,以得到合适孔隙率及孔径分布的碳纤维增强的多孔碳材料;最后进行渗硅处理,如图 1^[34]所示。其中,在渗硅过程中,其体积及形状几乎不发生变化^[35]。利用此原理,可以将复杂形状的构件拆分制备,在渗硅过程中将其进行连接^[34]。

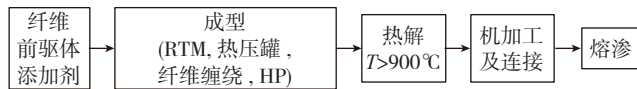
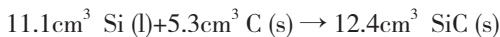
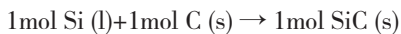


图1 DLR制备C_f/C-SiC复合材料的工艺流程

Fig.1 Process for C_f/C-SiC composites developed by DLR

制备陶瓷基复合材料各段所需要的时间,其总体分配为碳纤维增强树脂基复合材料预体制备占9%,热解过程耗时占62%,渗硅过程占27%,以及机械加工打磨过程耗时2%^[35]。

硅与碳在反应过程中按照以下反应方程式进行,假定参与反应的 Si (l) 和 C (s) 分别为 1mol:



反应前后体积发生了变化,由于碳化硅的体积(12.4cm³)小于硅与碳的部分体积之和(16.4cm³),致使反应后体积减少了4.0cm³,这一体积减少,是液体硅进入到材料的孔隙中导致的。由于硅与碳反应的厚度大约为10μm^[36],因此,只有合适的孔径分布及孔隙率才能

使渗硅达到一定厚度并且制备出性能优异的碳化硅基复合材料。

硅在液体转化为固体时,密度由2.53g/cm³转变为2.34g/cm³,在熔渗过程中,剩余硅的存在将不利于形成致密的基体,多余的硅在冷却过程中的体积膨胀将会导致裂纹的产生^[35]。因此,严格计算好硅的添加量对于制备性能优异的碳化硅基复合材料至关重要。

2.2 碳化硅纤维增强陶瓷基复合材料

尽管碳纤维具有一系列的优点,例如高强度、高断裂伸长率、廉价并且易于编织等,但是由于碳纤维在高温高于400℃时会发生严重的氧化行为,并且碳纤维与碳化硅基体的热膨胀系数不匹配,易导致基体开裂,因此在高温、长时间使用的情况下(例如航空发动机),碳纤维增强的陶瓷基复合材料并不适用。

碳化硅纤维由于具有良好的高温蠕变强度及稳定性而适用于高温、长时间的工况,GE公司采用SiC纤维增强碳化硅基复合材料,并取得了良好的效果,已经成功地应用于多种型号的发动机。该公司主要的工艺路线有两条:预浸料法和料浆浇注法(如图2所示)。预浸料法制备的复合材料,尽管纤维体积百分数只有25%,低于料浆浇注法的纤维体积百分数40%,但是其强度相当^[18]。其中,预浸料法是由GE公司单独研发,而料浆浇注法是由GE公司与其他几家单位联合研制,包括United Technologies、Carborundum、Goodrich Aerospace以及NASA^[18]。此外,NASA也有自己的工艺路线^[18],如图3所示,并且发展出多个牌号的材料产品。GE公司及NASA制备的CMC微观结构^[18]分别如图4及图5所示。

不同于德国宇航中心的纤维无界面层制备方法,采用碳化硅纤维往往需要进行界面层处理。界面层起到的作用主要有:①保护碳化硅纤维不受熔融硅的侵蚀;②界面层可以提供纤维与基体一个弱连接界面,阻止基

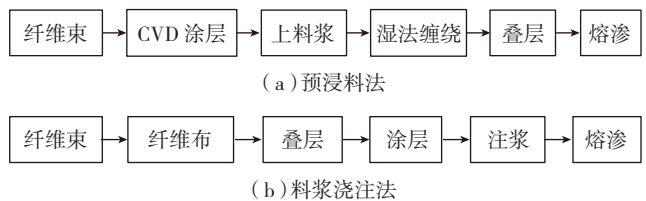


图2 GE公司制备SiC_f/SiC复合材料的工艺路线

Fig.2 Processes for SiC_f/SiC composites developed by GE company

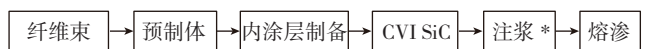


图3 NASA制备SiC_f/SiC复合材料的工艺路线
(*其中N24-C的制备无此步骤)

Fig.3 Process for SiC_f/SiC composites developed by NASA
(*N24-C does not have this step)

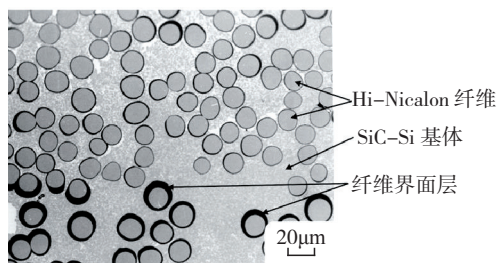


图4 GE公司制备的SiC_f/SiC复合材料微观结构
Fig.4 Microstructure of SiC_f/SiC made by GE

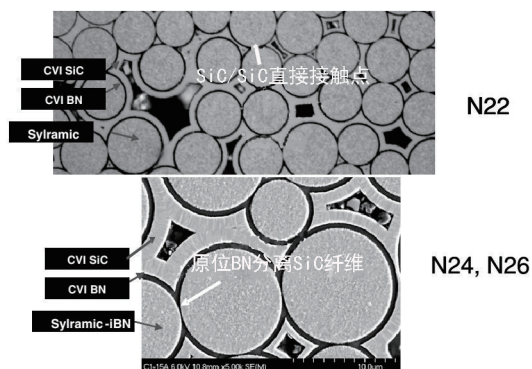


图5 NASA制备的SiC_f/SiC复合材料微观结构
Fig.5 Microstructure of SiC_f/SiC made by NASA

体的裂纹穿过纤维。通常选用的界面层为热解碳或BN界面层,这些界面层可以通过CVD的方式在纤维或其预制体上进行批量沉积^[18, 37]。此外,在渗硅过程中,BN界面层会受到损伤,因此经常在BN界面层外部加SiC界面层或Si₃N₄界面层^[18]。

3 MI 反应机理

关于熔渗过程中SiC的生成机理主要有两种观点:第一种为扩散机理;第二种为溶解再析出机理。

Fitzer^[38]与Li^[39]提出了扩散机理的两阶段理论:首先, SiC颗粒进行异相成核并形成一层连续的多晶SiC层;然后, SiC层增厚,该过程主要由扩散机理控制。Li认为,碳溶解于液体硅的速度非常快,形成Si-C微束,这些微束优先吸附在固液界面,当微束达到平衡后,会形成二维的SiC薄层,这一过程非常迅速,接着碳或硅通过扩散进出SiC层使其不断变厚^[39]。Hon等^[40-41]发现碳的扩散速率是硅的50~100倍,因此碳化硅的生长主要是碳扩散进入碳化硅层,进而与硅发生反应,因此反应界面主要在SiC/Si界面。

Pampuch^[42]与Ness^[43]认为碳溶解于液体硅中,在达到过饱和时,从溶液中析出。由于碳在液体硅中的溶解焓变高达-247kJ/mol^[44],而β-SiC的生成焓热为-115kJ/mol,因此整体过程为放热过程。碳在液体硅中的溶解过程所放出的热量将使局部温度升高,进而又促

进了碳在硅中的进一步溶解。溶解的碳扩散至温度相对较低的位置并且以碳化硅的形式析出。

Favre^[45]的试验表明,液体硅与玻璃碳或细颗粒石墨反应,在表面会形成一层β-SiC,该碳化硅层的厚度与时间无关。他们的研究还表明在硅基体中存在大量的碳化硅颗粒,这些颗粒可能是由于在生成碳化硅层的过程中,形成大量的应力,致使部分形成的碳化硅微粒脱落进入液体硅中。王继平^[46]则认为Si/C反应在不同阶段受不同机理控制,开始阶段主要为溶解再析出机理控制,当固体碳表面形成连续的SiC涂层后,反应速率受扩散机理控制,主要为碳在SiC层中的扩散作用。

此外, Schulte-Fischedick等^[47]提出熔融渗硅过程中,首先是硅蒸气与碳发生反应,然后是液体硅通过扩散进入SiC-C界面,进而发生反应,由于反应放出大量的热量,因此这个反应处于非平衡状态,导致在SiC-C界面的SiC晶粒存在许多位错,而由于其不稳定性,致使这些晶粒相互融合并长大。

对于渗硅过程的具体机理至今仍存在争议,不同的研究者根据他们的试验结果提出了不同的机理,而这些结果往往是分散而且独立的,具体的机理可能受很多方面因素的影响,例如碳材料的类型、杂质及反应温度等。

4 MI 法制备的复合材料性能

纤维增强的碳化硅基复合材料,不仅具备一般陶瓷材料的高硬度、高强度、耐高温及耐化学腐蚀等性能,同时还具备抗热震与高的断裂韧性,因此是一种全新的材料。如果为单相陶瓷材料,当裂纹发生时,其扩展并不会被阻止。而纤维增强的陶瓷基复合材料,当裂纹产生时,会发生裂纹偏转、纤维脱粘及纤维拔出等吸能步骤,大大提高了材料的断裂韧性。

采用MI法制备的碳纤维增强碳化硅基复合材料,其性能^[37]列于表2中。从表中可以看出,通过MI法制备的材料其孔隙率较低,一般小于4%。正是这一突出的优点,使得此种方法制备的复合材料具备较高的层间剪切强度,并且具有较高的热导率。由于此类材料还具有优异的耐摩擦性能,因而被广泛应用于飞机及豪华汽车的刹车盘领域。

目前, SiC_f/SiC复合材料的主要商品为美国NASA的N22及N24-A、B、C系列与GE公司的HipercompTM系列,其主要性能^[18]如表3所示。

采用MI法不可避免地将会在基体中残余一定含量的硅,在C_f/SiC或C_f/C-SiC复合材料中,残余硅的体积百分数通常为2%~5%,最高可能达到17%;在SiC_f/SiC复合材料中残余硅的体积百分数通常为12%~18%,最

低可达 5%^[37]。

5 应用前景

目前,MI 工艺在发达国家已经相对成熟,由于材料具有良好的抗氧化性、抗热震性及高温力学性能优良,被广泛应用于航空发动机、空天飞机与火箭热防护系统以及火箭推进器等高温领域,并且由于具有高的摩擦系数及低的磨损速率,使其在刹车盘领域实现商业化。

在航空发动机方面,涡轮效率的增加需要增加发动机的温度。目前,常用的燃气涡轮材料是单晶或多晶 Ni 基合金,但是这些合金的熔点均低于 1400℃,其使用温度通常不超过 1100~1200℃,因此耐更高温度的材料只能诉求于陶瓷基复合材料。在使用过程中不需要冷却循环系统,因此燃料的消耗量及污染物的排放量可以分别减少 15% 与 80%^[37]。美国从 1992 年开始资助陶瓷发动机部件的研制,目前,MI 法制备的陶瓷基复合材料已经被应用于燃气发动机。1998 年 GE 将陶瓷基复合材料应用于型号为 9FA 的发动机,可以提高 1.1% 的循环效率及 3% 的输出功率。GE 公司采用 SiC_f/SiC 复合材料制作的燃烧室内衬及外壳来装配 MS7001FA (160MW) 燃气发动机,并且进行了多次发动机试车试验,试验结果明显好于 Ni 基合金制作的外壳^[2]。

空天飞机在返回地面时,由于与大气层激烈的摩擦,致使其表面温度可达 1750℃,其整个返回时间持续约 20min,因此需要性能优良的热防护系统。MI 法制备的 C_f/SiC 复合材料首次应用于前苏联的飞行器热防护系统。目前,此技术为 X-38 飞行器制作了鼻锥帽^[18]。

在固体燃料火箭推进器上,需要叶片进行方向调节,特别是起飞时的低速阶段,尽管时间只有几秒钟,但要承受比空天飞机返回时更高的热机械应力,并且会受到大量粒子的冲刷,采用 CVD-SiC 涂层的 CMC 复合材料基本上可以满足上述苛刻的发射环境。同钨叶片相比,用 C_f/C-SiC 复合材料可以减重 90%^[37]。

在刹车系统领域,从 1994 年开始,德国宇航中心就开始尝试用碳纤维的二维编织体制备的刹车盘及刹车

表2 熔渗法 (DLR、SGL、SKT) 制备的二维编织物或短纤维增强的C_f/C-SiC与C_f/SiC材料性能

材料	C _f /C-SiC					C _f /SiC	
	XB	XT	XC	SF	FU 2952 P77	Sigrasic 6010 GNJ	
材料特性							
制造商	DLR				SKT	SGL	
纤维类型	纤维布	纤维布	纤维布	短纤维	短纤维	短纤维	
密度 / (g·cm ⁻³)	1.9	1.92	2.05	2.03	>2	2.4	
开孔率 /%	3.5	3.7	2.2	3.0	-	<1	
模量 ^a /GPa	60	100	-	50~70	-	20~30	
抗弯强度 /MPa	160	300	120	-	60~80	50~60	
拉伸强度 /MPa	80	190	-	-	-	20~30	
断裂应变 /%	0.15	0.35	-	-	0.2~0.26	0.3	
热导率 ^e (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	//	18.5/17	22.6/20.8	-	-	18~23	40/20 ^b
	⊥	9.0/7.5	10.3/8.8	-	25~30 ^f	28~33	-
比热(25℃)/(J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	750	690	720	750	-	600~800	
SiC 体积百分数 /%	21.2	19.8	30.4	26	-	60	
Si 体积百分数 /%	5.4	4.1	5.2	1.3	-	10	
C 体积百分数 /%	69.9	72.4	62.2	69.7	-	30	
热膨胀系数 (25℃)/(10 ⁻⁶ ·K ⁻¹)	//	-1/2.5 ^d	-1/2.2 ^d	-	0.5/3.5 ^e	0.8~1.3 ^e	1.8/3.0 ^e
	⊥	2.5/6.5 ^d	2.5/7 ^d	-	1.0/4.0 ^e	5.5~6.0 ^e	-

注: // 与 ⊥ 为纤维取向方向; a: 0~300℃ /300~1200℃; b: 20/1200℃; c: 25~800℃; d: 100/1500℃; e: 25/1400℃; f: 50℃; g: 200/1600℃。

副^[18](图6)。试验结果表明,采用这种复合材料制备的刹车系统,能承受 1000℃ 的高温,并且具有高的摩擦系数及低的磨损速率。由于其成本相对传统的铸铁刹车盘仍然高昂,因此这些刹车盘主要被应用在保时捷、法拉利及戴姆勒-克莱斯勒等豪华车上。除高端汽车以外,高速列车、民用与军用飞机及电梯等的刹车系统也可以采用此类材料^[7,35]。

此外,由于 C_f/C-SiC 与 C_f/SiC 具有较低的热膨胀系数,因而还被广泛应用于校正系统以及激光传输的望远镜镜筒。2007 年发射的 Terrasar-X 卫星采用了 MI 工艺制备的 C_f/C-SiC 复合材料激光传输系统,其轴向热膨胀系数为 0 ± 0.1 × 10⁻⁶ K⁻¹,因此在温度范围 -50~70℃ 内,可以保证一级及二级镜之间的距离不变,从而保证了数据传输的稳定性。同时,MI 工艺制备的 CMC 复合材料还可以被应用于装甲陶瓷、高温炉以及换热器等领域^[7,37]。

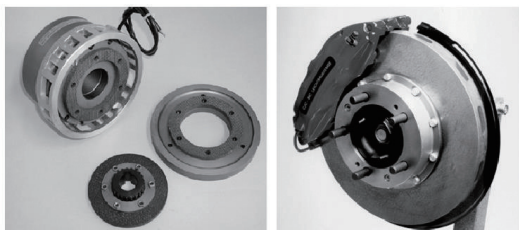
6 结束语

随着新技术的不断发展,尤其是航空航天领域,对于纤维增强陶瓷基复合材料的需求也日益迫切。与 CVI 及 PIP 法相比,MI 法具有成本低、周期短、一次成

表3 不同厂家生产的SiC_f/SiC复合材料性能列表

产品型号	N22	N24-A	N24-B	N24-C	Hipercomp TM -Prepreg	Hipercomp TM -Slurry cast
制造商	NASA	NASA	NASA	NASA	GE	GE
纤维类型	Sylramic	Sylramic-iBN	Sylramic-iBN	Sylramic-iBN	Hi-Nicalon	Hi-Nicalon
纤维体积百分数 /%	36	36	36	36	22~24	35~38
密度 / (g·cm ⁻³)	2.85	2.85	2.85	2.76	2.80	2.70
开孔率 /%	2	2	2	2	<2	6
弹性模量 /GPa	250	250	210	220	285	196
拉伸强度 /MPa	400	450	450	310	321	358
断裂应变 /%	0.35	0.50	0.55	0.30	1.03	0.74
层间剪切强度 /MPa	70	70	7	<7	135	-
最高使用温度 /℃	1204	1315	1315	1315	-	-
热导率 / (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	24(204℃) 15(1204℃)	30(204℃) 14(1204℃)	27(204℃) 10(1204℃)	41(204℃) 17(1204℃)	33.8(//) 24.7(⊥)	30.8(//) 22.5(⊥)
线性热膨胀率 /%	$7[2.62 \times 10^{-4}] + T^2[2.314 \times 10^{-7}] - T^3[0.518 \times 10^{-10}]$ (T/℃)				-	-
热膨胀系数 / (10 ⁻⁶ ·K ⁻¹)	-				3.57(//) 4.07(⊥)	3.74(//) 3.21(⊥)

注://与⊥为纤维取向方向。

图6 C_f/C-SiC制备的刹车系统Fig.6 Brake system made of C_f/C-SiC composites

型及孔隙率低等优点而使其具有不可替代性,并且具有批量化生产的价值。目前,欧洲已经成功地将C_f/C-SiC复合材料应用到各个领域,并且在刹车盘领域成功地实现了商业化生产;美国GE公司已经成功地将陶瓷基复合材料应用于多种型号的发动机中,不仅提高了发动机的输出功率,而且降低了燃油成本,减少了对环境的污染。装有MI-CMC燃烧室和涡轮的GE9X发动机测试定于2016年进行,并在2017年进行实际飞行测试,有望在2018年取得适航认证。2015年11月2日下线的国产大飞机C919采用的LEAP发动机,其第一级高压压气机罩正是采用的熔渗法制备的CMC。国内目前在该领域发展较落后,为赶上发达国家的步伐,提升科技实力,加大对相关领域科研投入力度,以及建设更多科研队伍势在必行。

参考文献

[1] BRENNAN J J. Interfacial characterization of a slurry-cast

melt-infiltrated SiC/SiC ceramic-matrix composite. *Acta Materialia*. 2000,48(18/19):4619-4628.

[2] LUTHRA K L, CORMAN G S. Melt infiltrated (MI) SiC/SiC composites for gas turbine applications//High temperature ceramic matrix composites. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006: 744-753.

[3] MAGNANT J, PAILLER R, LE PETITCORPS Y, et al. Fiber-reinforced ceramic matrix composites processed by a hybrid technique based on chemical vapor infiltration, slurry impregnation and spark plasma sintering. *Journal of the European Ceramic Society*, 2013, 33(1):181-190.

[4] LENZ F, KRENKEL W. Fabrication of fiber composites with a MAX phase matrix by reactive melt infiltration. 3rd International Congress on Ceramics: Advanced Engineering Ceramics and Composites, 2011.

[5] MAGNANT J, MAILLE L, PAILLER R, et al. Carbon fiber/reaction-bonded carbide matrix for composite materials - manufacture and characterization. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012,32(16):4497-4505.

[6] KRENKEL W. Microstructure tailoring of C/C-SiC composites. 27th International Cocoa Beach Conference on Advanced Ceramics and Composites: B. Wiley, 2003: 471-476.

[7] KRENKEL W. Applications of fibre reinforced C/C-SiC ceramics. *CFI-Ceramic Forum International*, 2003,80(8):31-38.

[8] GERN F H, KOCHENDORFER R. Liquid silicon infiltration: description of infiltration dynamics and silicon carbide formation. *Composites Part A-Applied Science and Manufacturing*, 1997, 28(4):355-364.

[9] DEZELLUS O, JACQUES S, HODAJ F, et al. Wetting and infiltration of carbon by liquid silicon. *Journal of Materials Science*, 2005, 40(9/10):2307-2311.

[10] KIM S Y, HAN I S, WOO S K, et al. Wear-mechanical

properties of filler-added liquid silicon infiltration C/C-SiC composites. *Materials & Design*, 2013,44:107-113.

[11] FAN S W, XU Y D, ZHANG L T, et al. Three-dimensional needled carbon/silicon carbide composites with high friction performance. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2007, 467(1/2):53-58.

[12] FAN S, ZHANG L, XU Y, et al. Microstructure and properties of 3D needle-punched carbon/silicon carbide brake materials. *Composites Science and Technology*, 2007, 67(11/12):2390-2398.

[13] FAN S, ZHANG L, XU Y, et al. Microstructure and tribological properties of advanced carbon/silicon carbide aircraft brake materials. *Composites Science and Technology*, 2008, 68(14): 3002-3009.

[14] 闫志巧,熊翔,肖鹏,等. MSI工艺制备 C/SiC 复合材料的氧化动力学和机理. *无机材料学报*, 2007, 22(6):1151-1158.

[15] 冉丽萍,易茂中,王朝胜,等. 添加 Al 对 MSI 制备 C/C-SiC 复合材料组织和力学性能的影响. *复合材料学报*, 2006, 23(5):34-38.

[16] XU Y, CHENG L, ZHANG L. Carbon/silicon carbide composites prepared by chemical vapor infiltration combined with silicon melt infiltration. *Carbon*, 1999, 37(8):1179-1187.

[17] HILLIG H B, MEHAN R L, MORELOCK C R, et al. Silicon/silicon carbide composites. *Ceramic Bulletin*, 1975, 54(12):1054-1056.

[18] BANSAL N P. *Handbook of ceramic composites*. Springer-Verlag, 2005.

[19] HANZAWA S. Mechanism of synthesizing dense Si-SiC matrix C/C composites. *Journal of Materials Science*, 2012,47(2):833-844.

[20] 董绍明,胡建宝,张翔宇. SiC/SiC 复合材料 MI 工艺制备技术. *航空制造技术*, 2014(6):35-40.

[21] WANG Y X, TAN S H, JIANG D L. The fabrication of reaction-formed silicon carbide with controlled microstructure by infiltrating a pure carbon preform with molten Si. *Ceramics International*, 2004,30(3):435-439.

[22] 王玉慧,徐永东,潘文革. 反应熔体浸渗法制备 C/SiC 复合材料的结构与力学性能. *玻璃钢/复合材料*, 2005(5):20-24.

[23] CAI Y, XU Y, LI B, et al. Microstructures and mechanical properties of a low-cost three-dimensional needled carbon/silicon carbide composite. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2008, 497(1/2):278-282.

[24] NIE J, XU Y, ZHANG L, et al. Microstructure, thermophysical, and ablative performances of a 3D needled C/C-SiC composite. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2010, 7(2): 197-206.

[25] LI Z, XIAO P, XIONG X, et al. Preparation and tribological properties of C fibre reinforced C/SiC dual matrix composites fabrication by liquid silicon infiltration. *Solid State Sciences*, 2013,16:6-12.

[26] YIN J, ZHANG H, XIONG X, et al. Ablation properties of C/C-SiC composites tested on an arc heater. *Solid State Sciences*, 2011,13(11):2055-2059.

[27] 王道岭,汤素芳,邓景屹,等. 熔融硅液相浸渍法制备 C/C-SiC 复合材料. *材料研究学报*, 2007, 21(2):135-139.

[28] 刘红. 碳纤维增强 SiC 陶瓷复合材料的制备 [D]. 成都: 中科院光电技术研究所, 2006.

[29] LI S, ZHANG Y, HAN J, et al. Effects of random chopped fiber

on the flexural strength and toughness of reaction bonded silicon carbide composite. *Ceramics International*, 2012,38(6):4695-4699.

[30] 崔园园,白瑞成,孙晋良,等. 熔融渗硅法制备 C/C-SiC 复合材料的研究进展. *材料导报 A: 综述篇*, 2011,25(1):31-35.

[31] XU S, QIAO G, LI D, et al. Reaction forming of silicon carbide ceramic using phenolic resin derived porous carbon preform. *Journal of the European Ceramic Society*, 2009,29(11):2395-2402.

[32] XUE T, WANG Z J W. Preparation of porous SiC ceramics from waste cotton linter by reactive liquid Si infiltration technique. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2010,527(27/28):7294-7298.

[33] ZHANG Y, XIAO Z, WANG J, et al. Effect of pyrocarbon content in C/C preforms on microstructure and mechanical properties of the C/C-SiC composites. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2009,502(1/2):64-69.

[34] KRENKEL W. Carbon fiber reinforced CMC for high-performance structures. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2004,1(2):188-200.

[35] KRENKEL W. Cost effective processing of CMC composites by melt infiltration (LSI-process). Singh M, Jessen T. 25th Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A. Wiley, 2001: 443-454.

[36] MARGIOTTA J C, ZHANG D, NAGLE D C. Microstructural evolution during silicon carbide (SiC) formation by liquid silicon infiltration using optical microscopy. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2010, 28(2):191-197.

[37] HEIDENREICH B. Melt infiltration process[M]//Ceramic matrix composites. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008:113-139.

[38] FITZER E, GADOW R. Fiber-reinforced silicon carbide. *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 1986, 65(2): 326-335.

[39] LI J G, HAUSNER H. Reactive wetting in the liquid-silicon/solid-carbon system. *Journal of the American Ceramic Society*, 1996,79(4):873-880.

[40] HON M H, DAVIS R F, NEWBURY D E. Self-diffusion of 30Si in polycrystalline β -SiC. *Journal of Materials Science*, 1980,15(8):2073-2080.

[41] HON M H, DAVIS R F. Self-diffusion of 14C in polycrystalline β -SiC. *Journal of Materials Science*, 1979, 14(10):2411-2421.

[42] PAMPUCH R, WALASEK E, BIALOSK, RSKI J. Reaction mechanism in carbon-liquid silicon systems at elevated temperatures. *Ceramics International*, 1986,12(2):99-106.

[43] NESS J N, PAGE T F. Microstructural evolution in reaction-bonded silicon carbide. *Journal of Materials Science*, 1986,21(4):1377-1397.

[44] SCACE R I, SLACK G A. Solubility of carbon in silicon and germanium. *The Journal of Chemical Physics*, 1959, 30(6):1551-1555.

[45] FAVRE A, FUZELLIER H, SUPTIL J. An original way to investigate the siliconizing of carbon materials. *Ceramics International*, 2003, 29(3):235-243.

[46] 王继平,金志浩,钱军民,等. 反应熔渗法制备 C/C-SiC 复合材料及其反应机理和动力学的研究进展. *硅酸盐学报*,

(下转第 11 页)

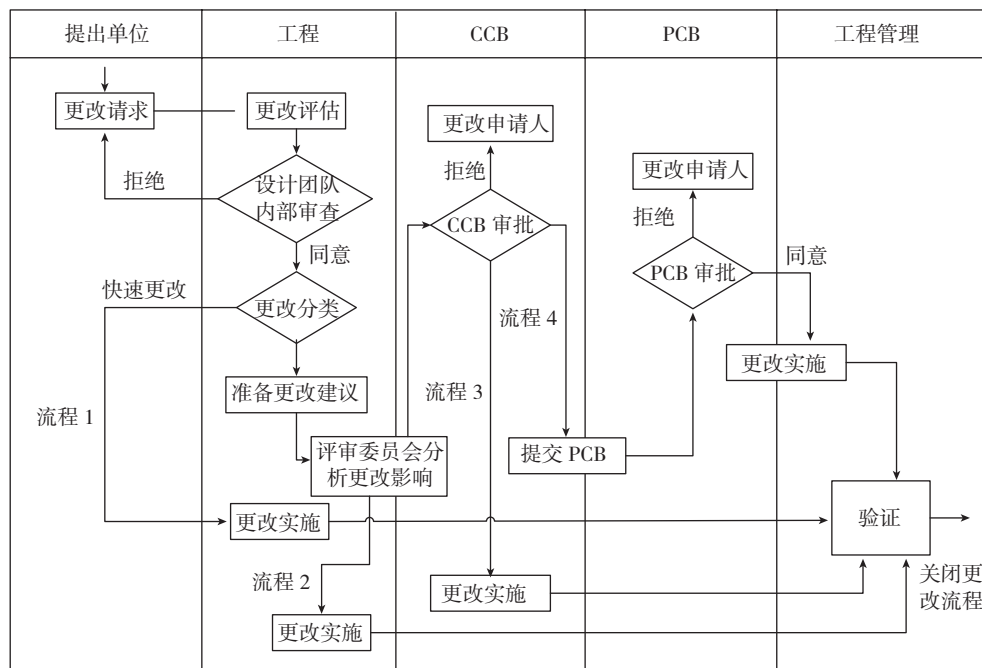


图5 构型更改流程

Fig.5 Configuration change flow

4.2 版本升级控制

当零部件发生更改时,必须对版本的变化进行标识和跟踪,这是对构型记实管理的基础。过去以图纸为对象进行版本控制,存在多个版本的数据,有效性标识在每个版本的图纸上,数据状态难以理清。通过采用MBD技术进行产品定义,将版本控制放在三维模型上,基于构型项进行版本的追踪及有效性标识,适合在基于PLM系统进行版本的自动传播,版本自动追溯模型如图6所示。当零件发生I级、II级更改,为表示更改后的构型项和原构型项的追溯性并有所区别,采取构型号升号方式。如果更改属于III级,并且有效实施架次不改变,则只进行版本的升级并向上追溯到CI级。

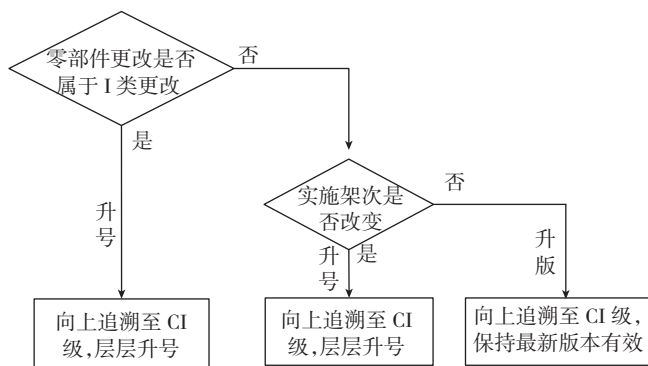


图6 版本控制流程图

Fig.6 Version control flow chart

5 结束语

通过在飞机研制中使用MBD技术进行产品的数字

化定义,可以让构型管理由繁变简,由面向图纸的管理向面向零部件的构型管理转变。本文通过对构型管理组织结构、体现构型变化的标识方法、构型项划分原则及构型更改流程的研究,并结合MBD技术的应用,有效地推进了数字化构型管理在型号研制中的应用。但构型管理的实施是一个伴随型号研制到飞机交付及使用的漫长、复杂的过程,不可能一蹴而就,实施过程不但涉及企业流程的再造、组织机构变革及设计模式的转变,而且和企业的数字化能力及产品生命周期的管理息息相关,企业必须借助关键技术的攻关和强大行政的力量才能顺利推进构型管理的应用,使之成为企业产品研发的基石。

参考文献

- [1] 于勇,卢鹤,范玉青,等.飞机构型控制技术研究与应.航空制造技术,2009(23):78-82.
- [2] 王咏梅,田宪伟.飞机全三维数字化建模技术综述.航空制造技术,2013(21):26-29.

(责编 叶枫)

(上接第6页)

2005,33(9):1120-1126.

- [47] SCHULTE-FISCHEDICK J, ZERN A, MAYER J, et al. The morphology of silicon carbide in C/C-SiC composites. Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2002,332(1/2):146-152.

(责编 李丹)