

连续纤维增强金属基复合材料研究进展及其激光熔覆

石川¹, 雷剑波¹, 周圣丰¹, 郭津博¹, 王威²

¹天津工业大学激光技术研究所, 天津 300387;

²天津工业大学纺织学院, 天津 300387

摘要 对连续纤维增强铝基、镁基和钛基复合材料的制备方法、微结构与性能进行了综述,指出了存在的问题,提出了激光熔覆纤维增强金属基复合材料的新方法,即将纤维预置包埋在合金粉末中,然后进行快速激光熔覆。该方法能精确控制过程参数,大幅减少制备时间,可获得性能优异的复合材料。

关键词 激光技术; 金属基复合材料; 激光熔覆; 连续纤维

中图分类号 TN249 **文献标识码** A

doi: 10.3788/LOP54.060003

Research Progress on Continuous Fiber-Reinforced Metal Matrix Composites and Their Laser Cladding

Shi Chuan¹, Lei Jianbo¹, Zhou Shengfeng¹, Guo Jinbo¹, Wang Wei²

¹Laser Technology Institute, Tianjin Polytechnic University, Tianjin 300387, China;

²College of Textiles, Tianjin Polytechnic University, Tianjin 300387, China

Abstract The preparation methods, microstructures and properties of continuous fiber-reinforced aluminum, magnesium and titanium matrix composites are summarized. The existing problems are pointed out and a new method of preparing the fiber reinforced metal matrix composites by laser cladding is put forward. The fibers are embedded into the cladding powder first and then processed by laser cladding rapidly. This method can precisely control the processing parameters, reduce the processing time, and make the composites with a better performance be obtained.

Key words laser technique; metal matrix composites; laser cladding; continuous fiber

OCIS codes 140.3390; 140.3460; 350.3850

1 引言

金属基复合材料(MMCs)发展于20世纪60年代初,其具有较高的比强度、比刚度以及良好的抗蠕变、耐高温性能^[1]。MMC的增强体一般为颗粒、晶须、短纤维和连续纤维。以颗粒、晶须和短纤维作为增强体时,可使用传统制备工艺制备复合材料,能提高复合材料的强度、模量与耐磨性等,性能基本呈各向同性且便于二次加工^[2]。但是,颗粒、晶须和短纤维易发生偏聚、分布不均匀现象,尤其是颗粒的尖锐化会引起应力集中,大大影响了复合材料性能^[3]。与颗粒、晶须、短纤维相比,连续纤维兼具高刚度、强度和韧性,被广泛应用于连续纤维增强(CFR)MMC领域,其中连续纤维增强体是载荷的主要承受部分,基体则起到粘结和保护纤维同时承担、传递载荷的作用^[4-5]。因此,CFRMMC在纤维方向上具有较高的强度和模量,在构件受力状况基本确定时更能发挥其定向优势,尤其是性能优良的连续纤维可以使复合材料获得更高比强度、比模量,同时兼具良好的导热、导电和抗疲劳性能,使得CFRMMC在航空航天、汽车工业、电力传输、工业设备

收稿日期: 2016-12-30; **收到修改稿日期:** 2017-02-10

基金项目: 国家自然科学基金(61475117, 50901040)、天津市应用基础及前沿技术研究计划(12JCQNJC02800)、天津市科技支撑重大专项(13ZCZDGX01109)、江西省杰出青年人才基金(20162BCB23039)

作者简介: 石川(1991-),男,硕士研究生,主要从事激光加工技术方面的研究。E-mail: shicwork@163.com

导师简介: 雷剑波(1981-),男,博士,副教授,主要从事激光制造理论及其应用方面的研究。

E-mail: ljbtj@163.com(通信联系人)

等领域具有广泛的应用前景^[6]。

常见的金属基体有铝及铝合金、镁及镁合金、铜及铜合金、钛合金、镍合金等,本文重点对连续纤维增强铝基、镁基和钛基复合材料的制备方法、微结构与性能进行了综述,指出了存在的问题,并提出了激光熔覆纤维增强 MMCs 的新方法。

2 连续纤维概况

2.1 硼纤维

硼纤维直径约为 $100\ \mu\text{m}$,密度为 $2.57\ \text{g}/\text{cm}^3$,熔点为 $2050\ ^\circ\text{C}$,热膨胀系数为 $4.5\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ 。硼以共价键方式结合,故硼纤维硬度较高。此外,硼纤维耐腐蚀能力较强,几乎不受酸性、碱性溶剂的侵蚀。通常在连续移动的石英或钨丝基体上用氢气与三氯化硼使之发生还原反应来制备硼纤维,即 $\text{BCl}_3 + 3/2\text{H}_2 \rightarrow \text{B} + 3\text{HCl}$,从而硼在石英或钨丝表面沉积^[7]。

2.2 碳纤维

硼纤维耐高温性能有限、制造成本偏高等缺点限制了其作为增强体的发展,而碳纤维因其优异的性能和相对较低的成本得到了大力发展。此外,连续碳纤维具有高强度、高模量、低密度、小热膨胀系数、良好的导热导电性以及突出的耐高温和耐低温性能,在稀有气体环境中,其可在 $2000\ ^\circ\text{C}$ 时使用,在 $3000\ ^\circ\text{C}$ 时仍不熔融,在 $-180\ ^\circ\text{C}$ 时依然很柔软^[1-2]。可见,碳纤维是 MMCs 理想的增强体,但碳纤维与液态金属的湿润性差,尤其是高温下易与 Al 发生化学反应生成 Al_3C_4 脆性相,如图 1 所示,易产生裂纹,降低复合材料的力学性能^[8],其中 SEM 为扫描电镜。

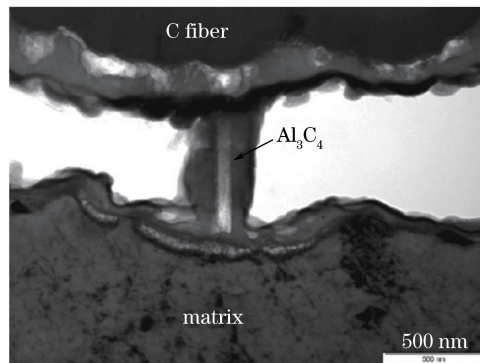


图 1 Al_3C_4 脆性相 SEM 图^[8]

Fig. 1 SEM image of Al_3C_4 brittle phase^[8]

2.3 碳化硅纤维

碳化硅纤维由于具有比硼纤维和碳纤维更好的抗氧化性,在作为复合材料的增强体方面得到了快速发展。例如,在 $1000\sim 1200\ ^\circ\text{C}$,连续碳化硅纤维的拉伸强度和弹性模量均无明显下降,热膨胀系数为 $(2.3\sim 4.3)\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ 。实际生产中,制备连续碳化硅纤维的工艺为先驱体转化法和化学气相沉积(CVD)法,其中 CVD 法制备的连续碳化硅纤维比先驱体转化法制备的具有更好的强度、韧性和抗蠕变能力,但是先驱体转化法比 CVD 法生产成本低,生产效率高,更适用于工业化生产^[9]。

2.4 氧化铝纤维

碳化硅纤维存在生产成本较高、制备工艺复杂等弊端,而氧化铝纤维的制备具有原料成本低、生产工艺相对简单、对设备要求不高、不需稀有气体保护等特点,具有较高的性价比和商业价值。此外,氧化铝纤维具有较高的拉伸强度和优异的电化学性质,其耐高温、耐腐蚀,变形低,热导率小(约为传统耐火材料的 $1/6$),抗热震性好,拉伸强度可达 $3.5\ \text{GPa}$,弹性模量可达 $420\ \text{GPa}$,可应用于 $1400\ ^\circ\text{C}$ 高温环境^[10]。连续氧化铝纤维的制备工艺目前主要有淤浆纺织法、溶液纺织法(住友法)、溶胶-凝胶法。如杜邦公司利用淤浆纺织法制备了 FP 系列氧化铝纤维;住友化学公司利用溶液纺织法制备了 Altex 系列氧化铝纤维;3M 公司利用溶胶-凝胶法制备了 Nextel 系列连续氧化铝纤维^[11]。

3 连续纤维增强金属基复合材料

3.1 铝基复合材料

铝基复合材料具有高的比强度和比刚度、较好的耐疲劳性和耐磨性、良好的阻尼性、较低的热膨胀系数等优点,是 MMCs 中最常用和最重要的一种材料^[12]。连续纤维增强铝基复合材料的关键点是界面问题,主要包括纤维与液态铝的润湿性和在高温条件下纤维与固、液态铝合金基体的反应^[13]。润湿性差会导致纤维与基体粘结不牢靠、有空隙存在,严重影响复合材料的性能。界面发生严重化学反应会在纤维表面生成大量脆性相,易引起应力应变集中,导致界面裂纹^[14]。同时,当界面结合较弱不能有效传递载荷时,裂纹易沿纤维轴向传播,导致界面脱粘和纤维被拔出。但是,当界面结合过强时,界面失去了调节应力分布的能力,当有裂纹产生时,裂纹会穿过基体和纤维,导致材料断裂^[15-17]。因此,适当的界面结合强度才能充分地发挥纤维增强铝基复合材料的性能。

目前,提高润湿性、控制界面反应的方法主要是在纤维表面制备涂层^[18-19]和添加适量合金元素^[17,20](如 Mg、Ni、Ti、Li)。纤维表面涂层可以增加与液态铝的润湿性,同时可作为中间层阻挡纤维和基体的直接接触,阻止冶金化学反应发生。常用的表面涂层方法有 CVD 法、溶胶-凝胶法和化学镀。CVD 法广泛用于沉积金属、氧化物、碳化物,但是制备温度高、工艺昂贵;溶胶-凝胶法主要沉积氧化物,但是与 CVD 法相比,涂层结构不易控制;化学镀主要用于沉积金属涂层^[19]。对于连续碳纤维,相比其他镀层工艺,化学镀改性的碳纤维具有最大拉伸强度,接近于未镀层的碳纤维的拉伸强度^[12,21]。

Tang 等^[22]采用真空压力浸渗法制备了碳纤维(C_f)增强 6061 型铝基复合材料,发现没有涂层的 C_f/Al 界面生成了向铝基体中扩散的针状脆性相 Al₄C₃;镀 Ni 层的反应生成物 Al₃Ni 可提高润湿性,但尖状的 Al₃Ni 降低了复合材料的塑性而且可能成为潜在裂纹源;镀 Cu 层时会生成块状的 CuAl₂,可提高硬度但降低了拉伸强度;涂覆有 Al₂O₃ 涂层时没有发现其余相的生成,虽然硬度没有其余几种镀层和未镀层的复合材料高,但 Al₂O₃ 涂层增强了复合材料的综合力学性能。Hu 等^[23]探究了采用 CVD 法在 Al₂O₃ 纤维表面沉积六方氮化硼(h-BN)涂层对 NiAl 基复合材料的影响,研究结果表明没有涂层的界面具有高的剪切强度(230~250 MPa),而有 h-BN 涂层的纤维与基体界面因生成了分布在晶界的 AlB₁₂,复合材料的剪切强度降低为 75 MPa。Huang 等^[20]采用挤压铸造法制备了 Al₂O₃/AlSi12CuMgNi 复合材料,研究了复合材料界面元素的分布行为,实验发现合金元素 Ni、Cu 以金属间化合物的形式析出,Fe、Mn 等元素固溶于基体中;基体中的 Mg 优先与 Al₂O₃ 纤维中的 SiO₂ 反应;当 Mg 的质量分数大于 4% 时,界面优先析出 MgO;当 Mg 的质量分数小于 4% 时,优先析出一种可提高界面润湿性的尖晶石相 MgAl₂O₄。Li 等^[17]研究了稀土元素(La、Ce)对碳纤维增强镁铝基复合材料界面和拉伸性能的影响,发现 Al 和稀土元素反应生成的化合物附聚在纤维表面,可以提高液态铝的浸润能力,并获得合适的界面结合强度,复合材料极限拉伸强度比基体的提高 127%,杨氏模量提高 74%。Xue 等^[24]研究了固溶强化热处理对 SiC 纤维增强铝基复合材料界面及性能的影响,发现随着固溶热处理温度的提升,界面弯曲强度提升,复合材料的抗压强度提高,但过长的固溶热处理时间会使弯曲强度降低。综上所述,金属涂层(如 Ni、Cu)能明显改善纤维与铝基体的润湿性,提高复合材料硬度,但是会降低复合材料的屈服强度、拉伸强度等力学性能;陶瓷涂层由于其脆性的特点,使界面的剪切强度大幅降低;氧化物涂层较为稳定,能使铝基复合材料的综合力学性能得到较大改善;加入适量的合金元素或稀土元素能明显改善纤维与铝基体的润湿性,大幅提高铝基复合材料的性能;合适的热处理工艺能减少裂纹的发生,提高力学性能。

不同类型的纤维增强铝基复合材料的应用场合不同,连续碳纤维增强铝基复合材料主要应用于航空航天、体育设施与用品、医疗器械、运输车辆、建筑材料等领域;碳化硅纤维增强铝基复合材料主要应用于飞行器、发动机、电子封装和装甲防护等领域;而连续氧化铝纤维增强铝基复合材料则应用于输电导线并作为其承力部分,可将导线输电能力提高 80%~100%,而且不需更换原有电力塔杆,极具发展前景^[25]。

3.2 镁基复合材料

镁是自然界中能作为结构材料的最轻的金属材料,密度仅为 1.74 g/cm³。纯镁由于活性较大且强度低,很少直接作为基材,往往采取在镁中添加合金元素的方法使之合金化。但是,镁合金塑性变形性能低,耐腐蚀能力差,尤其在高温下其强度、抗蠕变性能急剧下降,这些因素在很大程度上限制了镁合金的应用。采用

连续纤维增强镁合金制成的镁基复合材料具有较高的比强度、比刚度以及优异的减震、电磁屏蔽与储氢等性能,如图 2 所示。因此,镁基复合材料是继铝基复合材料之后又一具有广阔应用前景的轻 MMCs^[2-3]。

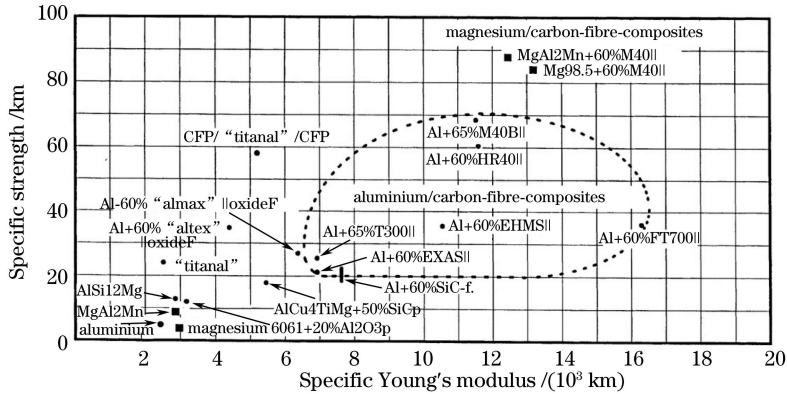


图 2 纤维增强镁基复合材料与铝基复合材料性能的对比^[26]

Fig. 2 Property comparison of fiber-reinforced magnesium and aluminum matrix composites^[26]

制备镁基复合材料的增强纤维主要有碳纤维和氧化铝纤维,基体合金常采用 Mg-Al-Zn 系列、Mg-Al-Mn 系列等。与铝合金基体不同,碳纤维与镁基体几乎不发生化学反应,但是碳纤维与镁合金同样存在较差的润湿性。因此,提高碳纤维与镁合金基体的润湿性是研究镁基复合材料的一个关键问题。Wang 等^[27]利用溶胶-凝胶法在连续碳纤维表面涂覆摩尔分数为 5% 的氧化锆涂层,并利用真空无压浸渗法制备了纤维体积分数为 45% 的 C_f/Mg 复合材料。研究表明,界面润湿性得到了改善,镁基复合材料的拉伸强度为 1.08 GPa,约为理论值的 90%;当温度降低时,界面处的应力状态由压应力转变为拉应力,氧化锆从正方晶变为单斜晶,拉伸强度得到提高。李坤等^[28]采用溶胶-凝胶法在碳纤维表面涂覆 SiO₂ 涂层,并利用气体压力浸渗法制备镁基复合材料,适当厚度的 SiO₂ 涂层与基体产生轻微的界面反应生成 MgO 与 Mg₂Si,从而改善了界面润湿性,提高了镁合金溶液在碳纤维中的浸渗能力。王浩伟等^[29]也发现了相似的规律。Russell-Stevens 等^[30]指出界面反应形成的反应层虽然可以改善润湿性、提高界面的粘结强度,但是 MgO 等氧化物为界面区域提供了氧扩散通道,导致拉伸强度降低。Ochiai 等^[31]计算了反应层厚度的临界值,发现当界面反应层厚度超过 170 nm 时,界面拉伸强度会被削弱。此外,Jayalakshmi 等^[32-34]对纤维增强镁基复合材料的疲劳裂纹生长速率、拉伸行为、蠕变行为、滑动磨损率等进行了研究,发现纤维增强的镁基复合材料比单纯镁合金具有更优异的性能。综上所述,在纤维表面形成 SiO₂、ZrO₂ 等涂层虽然可以有效改善纤维与镁合金之间界面的润湿性能,但是涂层厚度以及反应层厚度均需严格控制,否则将对材料性能造成负面影响。因此,制备优异性能的纤维增强镁基复合材料在汽车、电子设备、航空航天、工业制造等领域具有广阔的应用前景。在汽车领域,纤维增强镁基复合材料可作为方向盘的减震轴、活塞环、支架等;在电子设备领域,纤维增强镁基复合材料可用来制作手机、笔记本外壳;在航空航天领域,纤维增强镁基复合材料可作为一些重要的骨架结构;在工业制造领域,最有前景的是将纤维增强镁基复合材料应用于机器人高精度零部件、定位系统等,可大幅减轻机器人重量,节约成本^[35]。

3.3 钛基复合材料

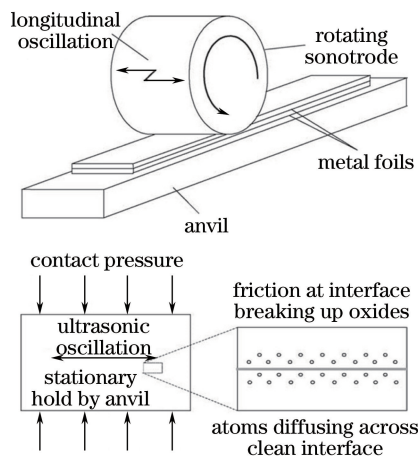
航空发动机中部分组件的工作温度可达 650~1000 °C,铝基、镁基复合材料受其熔点限制,不适宜作为此类高温结构材料。与铝基、镁基复合材料相比,钛基复合材料具有更高的强度和更强的耐高温性能,可以在更高的温度(大于等于 650 °C)下正常工作。因此,从 20 世纪 80 年代中期开始,钛基复合材料成为航空发动机、航天飞机等的热门材料。其中连续纤维增强钛基复合材料因具有高的比强度、比刚度和优异的抗疲劳、抗蠕变等特性,成为了超高音速飞行器、高推重比航空发动机重要的结构材料^[36]。

目前,作为连续纤维增强钛基复合材料基体的钛合金主要有 α₂、β、α+β、γ、近 α 等型,如表 1 所示,其中 15V-3Al-3Cr-3Sn 中 15%、3% 分别表示对应组分所占的质量分数。纤维增强相有 Al₂O₃、SiC,其中 Al₂O₃ 纤维的热膨胀系数与钛基体的较为接近,但是与基体反应激烈,而且很难在 Al₂O₃ 纤维表面形成合适的障碍层。C 芯 SiC 纤维的热稳定性比 W 芯纤维的好,SiC 与 W 在 1000 °C 以上发生反应生成 W₅Si₃、W₂C,降

低了纤维拉伸性能。因此,通常采用 C 芯 SiC 纤维作为钛基复合材料的增强体^[37]。由于纤维增强钛基复合材料的使用场合较为特殊,大量的研究专注于钛基复合材料的界面反应与力学性能^[38-40]。实际上,纤维增强钛基复合材料的主要问题是控制钛基合金与纤维增强相之间的界面反应。Fu 等^[41]利用热压法制备了 SiC_f/Ti-6Al-4V,对比研究了 SiC 表面涂有 C 涂层与未涂 C 涂层对界面微观结构和脱粘强度的影响,发现 C 涂层与基体反应生成了 TiC 反应层,能有效阻挡基体与 SiC 纤维的反应,但 C 涂层大幅降低了界面粘结强度,使复合材料获得了弱界面结合。Luo 等^[42]在涂有 C 涂层的 SiC 纤维表面再镀上一层 Mo 涂层,并利用箔-纤维-箔(FFF)法制备成钛基复合材料,研究表明, SiC_f/C/Ti-43Al-9V 与 SiC_f/C/Mo/Ti-43Al-9V 界面反应产物均为 TiC、Ti₂AlC,但镀有 Mo 涂层的反应层厚度比只有 C 涂层的薄,说明 Mo 涂层能够更有效地抑制界面反应,减少 C 涂层的消耗。但当温度高于 800 °C 时,Mo 元素容易扩散,失去对 C 涂层的保护作用^[43],显然,这种方法主要受到温度条件的限制。Zhang 等^[44]利用磁控溅射及热等静压法将表面镀有 B₄C 涂层的 SiC 纤维与 Ti-43Al-9V 合金制成复合材料,并与 SiC_f/C/Ti-43Al-9V 进行了对比,研究了不同复合材料的界面反应活化能,发现 SiC_f/B₄C/Ti-43Al-9V、SiC_f/C/Ti-43Al-9V、SiC_f/Ti-43Al-9V 所需活化能分别为 308.1,230.7,190 kJ/mol,显然镀有 B₄C 涂层的复合材料所需活化能最多,说明界面反应速率最低,表明 B₄C 涂层能更有效地阻挡反应,更好地保护纤维。综上所述,对于钛基复合材料,C、Mo、B₄C 涂层均能有效抑制反应,但 C 涂层与基体的反应层较厚,会影响界面拉伸性能;Mo 涂层受到温度的限制;而 B₄C 等涂层能更好地阻挡界面反应。

表 1 连续纤维增强钛基复合材料的主要钛合金基体^[37]Table 1 Main titanium alloy matrices of continuous fiber-reinforced titanium matrix composites^[37]

Type	Grade	Chemical composition (except Ti)
β	Ti15V3Al	15V-3Al-3Cr-3Sn
	β-21s	15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si
α+β	Ti6Al4V	6Al-4V
	Ti6Al2Sn4Zr2Mo	6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si
Near α	Ti-1100	6Al-2.7Sn-4Zr-0.4Mo-0.45Si
	IMI 834	5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si
α ₂	Ti24Al11Nb	14Al-21Nb
O	Ti22Al23Nb	11Al-40Nb
γ	Ti48Al2Cr2Nb	33Al-2.6Cr-4.8Nb

图 3 超声焊接法示意图^[45]Fig. 3 Schematic diagram of ultrasonic welding^[45]

4 制备工艺

4.1 传统制备工艺及发展

连续纤维增强铝基、镁基复合材料的制备工艺较为相似,常采用液态法,主要有粉末冶金、真空压力浸

渗、挤压铸造、搅拌铸造法等。粉末冶金工艺能使增强相分布较均匀,工艺参数可选择性大,但存在工艺复杂,制备周期长,零件的结构、形状和尺寸都受到限制等问题^[1];真空压力浸渗适用于要求较高的小型零件,但是设备复杂,工艺周期长,成本较高^[37];挤压铸造适合制备简单形状的零件,一般没有空隙和缩孔等常规缺陷,但不适于复杂的几何形状,预制件必须有较高强度,同时需保证预制件的空隙度^[46];搅拌铸造法适合大批量制造,是目前最成熟、工业化规模生产的主要方法,然而增强相的体积分数受到限制,分布不易均匀化^[47]。传统制备方法存在上述纤维分散不均匀或复合材料内部有缺陷等问题。Kong 等^[45]发展了滚压与超声波相结合制备 SiC 纤维增强铝基复合材料的新方法,如图 3 所示,大幅减少了复合材料的内部缺陷,并提高了其力学性能;Zhang 等^[48]利用液态滚压法制备了碳纤维编织体增强铝基复合材料(如图 4 所示),与铸造法相比,基体弯曲强度提高了 43%,同时复合材料的弯曲强度比基体的提高了 22%。此外,Alhashmy 等^[49]使用层挤压铸造法制备了连续碳纤维增强铝基复合材料,与其余常见工艺相比,该工艺减小了预制体浸没厚度,并提高了润湿性、组织均匀性和力学性能。综上所述,这些新工艺能有效改善复合材料内部结构,提高纤维分布的均匀性,减少空隙与增强界面的粘结强度。

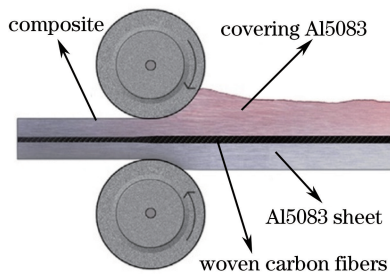


图 4 液态滚压法示意图^[48]

Fig. 4 Schematic diagram of liquid rolling method^[48]

钛基复合材料的制备工艺与铝基、镁基复合材料的制备工艺有所区别。由于钛的高熔点以及纤维与钛合金之间的化学反应,制备纤维增强钛基复合材料通常采用固态法,主要包括 FFF 法、等离子喷涂法、纤维涂层法,其中纤维涂层法主要包括电子束蒸发沉积(EBED)、三极管溅射(TS)、磁控溅射(MS)等方法^[6,37,50]。FFF 法成本相对较低,生产效率高,适合成型性能较好的钛合金,但是该工艺制备的纤维增强钛基复合材料存在纤维分布均匀性差的问题。等离子喷涂法可以获得更均匀的纤维分布,但是纤维表面容易受到热损伤。EBED 法可以获得非常均匀的纤维分布,纤维不受热损伤,纤维体积分数可以通过涂层厚度控制。但是,当合金元素蒸发力不同时,很难精密控制涂层厚度,而且 EBED 法中金属的利用效率较低。TS 能更精确地控制涂层的化学成分,而且金属的利用率较高。

4.2 激光熔覆纤维增强 MMCs

上述制备纤维增强 MMCs 的方法已取得很大的进展,但是这些方法仍存在制备周期过长、内应力较大、常需二次热处理、制备过程不便于自动化控制等缺点。激光熔覆技术的高能激光束与材料作用时间短,能使材料在小范围内迅速熔化凝固,对基材热影响区小,易于实现自动化控制,因此受到研究者的广泛关注^[51]。激光熔覆中常见的提高涂层性能的方法是在合金粉末中加入 SiC、WC、B₄C 等颗粒增强相或将几种粉末配比,从而获得所需性能的复合涂层^[52-55]。Lin 等^[56]在 Fe 基粉末中加入质量分数为 2% 的氧化石墨烯粉末,并利用激光烧结形成复合涂层。结果表明,相比于未加氧化石墨烯粉末的情形,涂层的拉伸强度和疲劳寿命得到大幅提高。Zhou 等^[57]利用激光-感应复合熔覆方法将含质量分数为 2.6% 的碳纳米管与 Fe 颗粒的混合粉末熔覆在铜基材表面,发现复合材料的热传导率与耐磨损性能得到大幅提高。林英华等^[58]利用激光熔覆技术在钛基复合涂层中原位合成了 TiB₂ 短纤维,并探究了纤维长径比对涂层性能的影响。但是,原位生长的 TiB₂ 短纤维由于其直径和长度过短,对改善涂层性能的作用有限。关于激光熔覆制备 CFRMMCs 的文献暂无相关报道。基于此,本课题组提出了激光熔覆 CFRMMCs 的新工艺,如图 5 所示,其基本原理是:利用专用编织模板将纤维均匀分布于切有 V 型或 U 型槽的基材内,然后将合金粉末铺在纤维上,在氩气保护环境下,利用高能激光束将合金粉末熔化,当激光束移开后,熔化的合金粉末快速凝固并将纤维包覆起来,

形成纤维增强 MMCs^[59]。与传统工艺相比,该新工艺具有以下优点:1) 可精确控制参数;2) 强化区域具有可选择性;3) 纤维与纤维之间的距离可根据实际需求调整;4) 制备周期较短,可实现快速熔化-凝固。

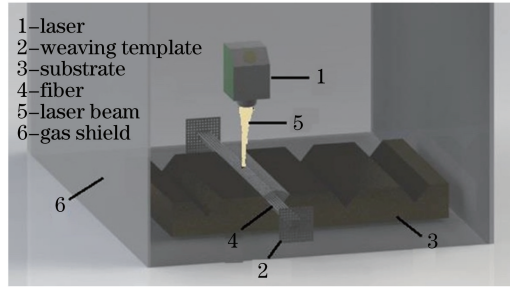


图 5 激光熔覆纤维增强 MMCs 示意图^[59]

Fig. 5 Schematic diagram of fiber-reinforced MMCs by laser cladding^[59]

本方法采用的专用纤维编织模板可以调控纤维在 MMCs 内均匀分布,能在激光熔覆过程中最大程度地保持纤维结构与性能的完整性。本实验室已在 45# 钢上采用激光熔覆技术制备了 B 型石英纤维增强镍基复合涂层。熔覆层粉末为 Ni25,采用棒拉丝法制备的 B 型石英纤维直径约为 $9\ \mu\text{m}$,长度切为 30 mm。当激光功率为 3 kW、扫描速度为 8 mm/s、预置层厚度为 1.5 mm 时,可获得表面平整、光滑且无裂纹的熔覆层,如图 6 所示。图 7 所示为激光熔覆 B 型石英纤维增强镍基复合涂层的显微结构。可以看出,复合涂层的微观组织形态呈细小的树枝晶,部分石英纤维聚焦于涂层与基材界面附近,如图 7(a)所示,大部分石英纤维分布于涂层内,如图 7(b)所示。激光熔覆 B 型石英纤维增强镍基复合涂层显微硬度如图 8 所示。可以看出,复合涂层的硬度呈阶梯状分布,熔覆层表面附近显微硬度值最高(445 HV),约为未加纤维增强相基材硬度值的 3 倍。

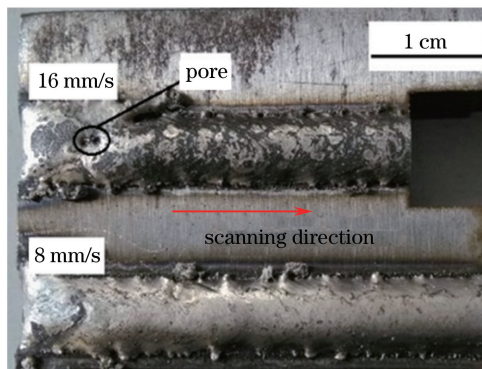


图 6 激光熔覆石英纤维增强镍基复合材料宏观形貌

Fig. 6 Macrostructure of quartz fiber-reinforced nickel matrix composites by laser cladding

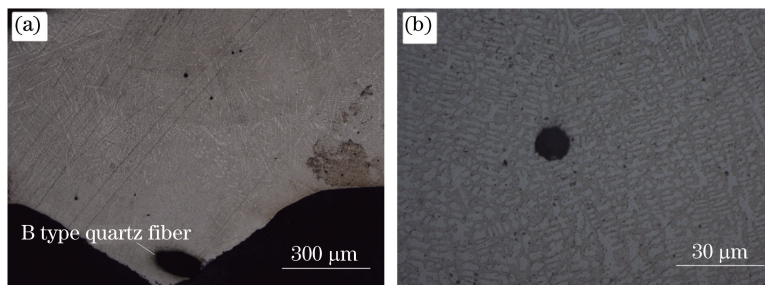


图 7 激光熔覆石英纤维增强镍基复合材料显微结构。(a)涂层与基材界面;(b)涂层内
Fig. 7 Microstructure of quartz fiber-reinforced nickel matrix composites by laser cladding.

(a) Interface between coating and matrix; (b) within coating

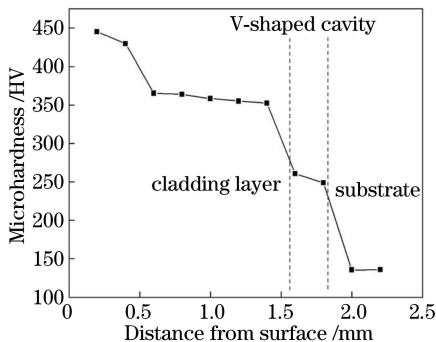


图 8 熔覆层显微硬度分布

Fig. 8 Microhardness distribution of cladding layer

5 结束语

目前报道的 CFRMMCs 制备工艺大部分都是针对复合材料整体,对局部使用纤维增强复合材料的研究鲜有报道。未来激光 3D 打印纤维增强 MMCs 具有广阔的发展前景。制备 CFRMMCs 的工艺需进一步优化、创新,成本需要进一步降低。基体与纤维增强体之间的界面反应控制、参数变化对复合材料性能的影响需进一步深入研究。

参 考 文 献

- [1] Shirvanimoghaddam K, Hamim S U, Akbari M K, *et al.* Carbon fiber reinforced metal matrix composites: Fabrication processes and properties[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2017, 92: 70-96.
- [2] Bunsell A R, Renard J. Fundamentals of fibre reinforced composite materials[J]. Materials Today, 2005, 8(9): 51.
- [3] Kim J K, Mai Y W, Mai Y W. Engineered interfaces in fiber reinforced composites[M]. Amsterdam: Elsevier Press, 1998: 171-228.
- [4] Daoud A. Microstructure and tensile properties of 2014 Al alloy reinforced with continuous carbon fibers manufactured by gas pressure infiltration[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 391(1-2): 114-120.
- [5] Okabe T, Nishikawa M, Takeda N, *et al.* Effect of matrix hardening on the tensile strength of alumina fiber-reinforced aluminum matrix composites[J]. Acta Materialia, 2006, 54(9): 2557-2566.
- [6] Wang Tao, Zhao Yuxin, Fu Shuhong, *et al.* Progress and key problems in research and fabrication of fiber reinforced metal matrix composite[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2013, 33(2): 87-96.
王 涛, 赵宇新, 付书红, 等. 连续纤维增强金属基复合材料的研制进展及关键问题[J]. 航空材料学报, 2013, 33(2): 87-96.
- [7] Zhao Jiaxiang. Boron fibers and their composites[J]. Fiber Composites, 2000, 12(4): 3-5.
赵稼祥. 硼纤维及其复合材料[J]. 纤维复合材料, 2000, 12(4): 3-5.
- [8] Kaczmar J W, Naplocha K, Morgiel J. Microstructure and strength of Al₂O₃ and carbon fiber reinforced 2024 aluminum alloy composites[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(8): 2801-2808.
- [9] Xin Shixuan. Current technologic state of continuous silicon carbide filament[J]. Materials China, 2014, 33(5): 312-320.
辛世煊. 连续碳化硅长丝纤维生产技术现状[J]. 中国材料进展, 2014, 33(5): 312-320.
- [10] Cao Feng, Li Xiaodong, Feng Chunxiang, *et al.* Fabrication, properties and application of continuous alumina fibers [J]. Aerospace Materials and Technology, 1999, 29(6): 6-10.
曹 峰, 李效东, 冯春祥, 等. 连续氧化铝纤维制造、性能与应用[J]. 宇航材料工艺, 1999, 29(6): 6-10.
- [11] Zhang Wenlong, Chen Jiayi, Zhang Fan, *et al.* New progress in continuous alumina-fiber-reinforced aluminum matrix composites[J]. Materials Review, 2001, 15(6): 7-9.
张文龙, 陈嘉颐, 张 帆, 等. 连续氧化铝纤维增强铝基复合材料的新进展[J]. 材料导报, 2001, 15(6): 7-9.
- [12] Bhav Singh B, Balasubramanian M. Processing and properties of copper-coated carbon fibre reinforced aluminium alloy

- composites[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209(4): 2104-2110.
- [13] Zhang J, Liu S, Lu Y, *et al.* Fabrication process and bending properties of carbon fibers reinforced Al-alloy matrix composites[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 231: 366-373.
- [14] Vidal-Sétif M H, Lancin M, Marhic C, *et al.* On the role of brittle interfacial phases on the mechanical properties of carbon fibre reinforced Al-based matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 272(2): 321-333.
- [15] Chen A S, Bushby R S, Scott V D. Deformation and damage mechanisms in fibre-reinforced aluminium alloy composites under tension[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1997, 28(3): 289-297.
- [16] Lancin M, Marhic C. TEM study of carbon fibre reinforced aluminium matrix composites: Influence of brittle phases and interface on mechanical properties[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2000, 20(10): 1493-1503.
- [17] Li S, Qi L, Zhang T, *et al.* Interfacial microstructure and tensile properties of carbon fiber reinforced Mg-Al-RE matrix composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 663: 686-692.
- [18] Gupta N, Nguyen N Q, Rohatgi P K. Analysis of active cooling through nickel coated carbon fibers in the solidification processing of aluminum matrix composites[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2011, 42(4): 916-925.
- [19] Yu Zhiqiang, Wu Gaohui, Sun Dongli. Reinforcement coatings and interfaces in aluminum metal matrix composites[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2001(10): 13-17.
于志强, 武高辉, 孙东立. 铝基复合材料增强体涂层与界面[J]. *材料工程*, 2001(10): 13-17.
- [20] Huang Y D, Hort N, Kainer K U. Thermal behavior of short fiber reinforced AlSi12CuMgNi piston alloys [J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2004, 35(2): 249-263.
- [21] Rams J, Ureña A, Escalera M D, *et al.* Electroless nickel coated short carbon fibres in aluminium matrix composites [J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2007, 38(2): 566-575.
- [22] Tang Y, Liu L, Li W, *et al.* Interface characteristics and mechanical properties of short carbon fibers/Al composites with different coatings[J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255(8): 4393-4400.
- [23] Hu W, Weirich T, Hallstedt B, *et al.* Interface structure, chemistry and properties of NiAl composites fabricated from matrix-coated single-crystalline Al₂O₃ fibres (sapphire) with and without an hBN interlayer[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(9): 2473-2488.
- [24] Xue L, Wang F, Ma Z, *et al.* Effects of surface-oxidation modification and heat treatment on silicon carbide 3D/AlCu₃MgTi composites during vacuum-pressure infiltration[J]. *Applied Surface Science*, 2015, 356: 795-803.
- [25] Liang Xuming, Yu Jun, You Chuanyong. A survey of aluminium conductor with reinforced core of composite material [J]. *Power System Technology*, 2006, 30(19): 1-6.
梁旭明, 余 军, 尤传永. 新型复合材料合成芯导线技术综述[J]. *电网技术*, 2006, 30(19): 1-6.
- [26] Degischer H P. Innovative light metals: Metal matrix composites and foamed aluminium [J]. *Materials & Design*, 1997, 18(4-6): 221-226.
- [27] Wang W G, Xiao B L, Ma Z Y. Evolution of interfacial nanostructures and stress states in Mg matrix composites reinforced with coated continuous carbon fibers[J]. *Composites Science and Technology*, 2012, 72(2): 152-158.
- [28] Li Kun, Pei Zhiliang, Gong Jun, *et al.* Fabrication of SiO₂ coating on carbon fiber and its application in Mg-based composite[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2007, 43(12): 1282-1286.
李 坤, 裴志亮, 宫 骏, 等. 碳纤维表面 SiO₂ 涂层的制备及其在镁基复合材料中的应用[J]. *金属学报*, 2007, 43(12): 1282-1286.
- [29] Wang Haowei, Shang Baolu, Zhen Laisu, *et al.* Coated carbon fiber reinforced magnesium matrix composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 1992, 9(2): 73-76.
王浩伟, 商宝禄, 郑来苏, 等. 涂层碳纤维增强镁基复合材料[J]. *复合材料学报*, 1992, 9(2): 73-76.
- [30] Russell-Stevens M, Todd R, Papakyriacou M. The effect of thermal cycling on the properties of a carbonfibre reinforced magnesium composite[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 397(1-2): 249-256.
- [31] Ochiai S, Murakami Y. The stability of tensile deformation of single ductile fibre-ductile matrix composites with weak interfaces[J]. *Journal of Materials Science*, 1980, 15(7): 1798-1803.
- [32] Jayalakshmi S, Kailas S V, Seshan S. Tensile behaviour of squeeze cast AM100 magnesium alloy and its Al₂O₃ fibre reinforced composites[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2002, 33(8): 1135-1140.
- [33] Banerji A, Hu H, Alpas A T. Sliding wear mechanisms of magnesium composites AM60 reinforced with Al₂O₃ fibres

- under ultra-mild wear conditions[J]. *Wear*, 2013, 301(1-2): 626-635.
- [34] Nayeb-Hashemi H. Mode I fatigue crack growth in a continuous alumina fibre-reinforced magnesium matrix composite [J]. *International Journal of Fatigue*, 1996, 18(5): 287-296.
- [35] Hufenbach W, Andrich M, Langkamp A, *et al.* Fabrication technology and material characterization of carbon fibre reinforced magnesium [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, 175(1-3): 218-224.
- [36] Li Peihuan, Zhang Yong, Wang Tao, *et al.* Research progress on continuous SiC fiber reinforced metal matrix composite[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2016, 44(8): 121-129.
李佩桓, 张勇, 王涛, 等. 连续 SiC 纤维增强金属基复合材料研究进展[J]. *材料工程*, 2016, 44(8): 121-129.
- [37] Vassel A. Continuous fibre reinforced titanium and aluminium composites: A comparison[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 263(2): 305-313.
- [38] Thomas M P, Winstone M R. Longitudinal yielding behaviour of SiC-fibre-reinforced titanium-matrix composites[J]. *Composites Science and Technology*, 1999, 59(2): 297-303.
- [39] Sun Q, Luo X, Yang Y Q, *et al.* Analysis on the interfacial shear strength of fiber reinforced titanium matrix composites by shear lag method[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 642: 262-267.
- [40] Ramamurty U. Assessment of load transfer characteristics of a fiber-reinforced titanium-matrix composite [J]. *Composites Science and Technology*, 2005, 65(11-12): 1815-1825.
- [41] Fu Y C, Shi N L, Zhang D Z, *et al.* Effect of C coating on the interfacial microstructure and properties of SiC fiber-reinforced Ti matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 426(1-2): 278-282.
- [42] Luo X, Li C, Yang Y Q, *et al.* Microstructure and interface thermal stability of C/Mo double-coated SiC fiber reinforced γ -TiAl matrix composites[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(5): 1317-1325.
- [43] Luo X, Yang Y, Yu Y, *et al.* Effect of Mo coating on the interface and mechanical properties of SiC fiber reinforced Ti6Al4V composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 550(6): 286-292.
- [44] Zhang W, Yang Y Q, Zhao G M, *et al.* Interfacial reaction studies of B₄C-coated and C-coated SiC fiber reinforced Ti-43Al-9V composites[J]. *Intermetallics*, 2014, 50(4): 14-19.
- [45] Kong C Y, Soar R C. Fabrication of metal-matrix composites and adaptive composites using ultrasonic consolidation process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 412(1-2): 12-18.
- [46] Shalu T, Abhilash E, Joseph M A. Development and characterization of liquid carbon fibre reinforced aluminium matrix composite[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209(10): 4809-4813.
- [47] Dong Qun, Chen Liqing, Zhao Mingjiu, *et al.* Fabrication, properties and application of magnesium matrix composites [J]. *Materials Review*, 2004, 18(4): 86-90.
董群, 陈礼清, 赵明久, 等. 镁基复合材料制备技术、性能及应用发展概况[J]. *材料导报*, 2004, 18(4): 86-90.
- [48] Zhang J, Liu S, Lu Y, *et al.* Liquid rolling of woven carbon fibers reinforced Al5083-matrix composites[J]. *Materials & Design*, 2016, 95: 89-96.
- [49] Alhashmy H A, Nganbe M. Laminate squeeze casting of carbon fiber reinforced aluminum matrix composites [J]. *Materials & Design*, 2015, 67: 154-158.
- [50] Zeng Liying, Deng Ju, Bai Baoliang, *et al.* Research progress of continuous fiber reinforced titanium matrix composites [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2000, 29(3): 68-72.
曾立英, 邓炬, 白保良, 等. 连续纤维增强钛基复合材料研究概况[J]. *稀有金属材料与工程*, 2000, 29(3): 68-72.
- [51] Song Jianli, Li Yongtang, Deng Qilin, *et al.* Research progress of laser cladding forming technology[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2010, 46(14): 29-39.
宋建丽, 李永堂, 邓琦林, 等. 激光熔覆成形技术的研究进展[J]. *机械工程学报*, 2010, 46(14): 29-39.
- [52] Li Fuquan, Feng Xinyou, Chen Yanbin. Influence of WC content on microstructure of WC/Ni60A laser cladding layer [J]. *Chinese J Lasers*, 2016, 43(4): 0403009.
李福泉, 冯鑫友, 陈彦宾. WC 含量对 WC/Ni60A 激光熔覆层微观组织的影响[J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 0403009.
- [53] Duan Xiaoxi, Gao Shiyu, Gu Yongfei, *et al.* Study on reinforcement mechanism and frictional wear properties of 316L-SiC mixed layer deposited by laser cladding[J]. *Chinese J Lasers*, 2016, 43(1): 0103004.
段晓溪, 高士友, 顾勇飞, 等. 激光熔覆 316L + SiC 的强化机制和摩擦磨损性能研究[J]. *中国激光*, 2016, 43(1): 0103004.

- [54] Liu Xiaopeng, Zhang Peilei, Lu Yunlong, *et al.* Study on tribological properties of Ni-based silicide coating on copper by laser cladding[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(9): 0906005.
刘晓鹏, 张培磊, 卢云龙, 等. 纯铜表面激光熔覆 Ni 基硅化物涂层摩擦学性能研究[J]. 中国激光, 2015, 42(9): 0906005.
- [55] Feng Shurong, Zhang Shuquan, Wang Huaming. Wear resistance of laser clad hard particles reinforced intermetallic composite coating on TA15 alloy[J]. Chinese J Lasers, 2012, 39(2): 0203002.
冯淑蓉, 张述泉, 王华明. 钛合金激光熔覆硬质颗粒增强金属间化合物复合涂层耐磨性[J]. 中国激光, 2012, 39(2): 0203002.
- [56] Lin D, Liu C R, Cheng G J. Single-layer graphene oxide reinforced metal matrix composites by laser sintering: Microstructure and mechanical property enhancement[J]. Acta Materialia, 2014, 80: 183-193.
- [57] Zhou S F, Wu C, Zhang T Y, *et al.* Carbon nanotube- and Fe p-reinforced copper-matrix composites by laser induction hybrid rapid cladding[J]. Scripta Materialia, 2014, 76(2): 25-28.
- [58] Lin Yinghua, Lei Yongping. High volume fraction and length-diameter ratio of TiB short fiber and TiB₂P reinforce Ti-based alloy composite coatings by laser synthesis *in-situ* [J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(7): 0703010.
林英华, 雷永平. 激光原位制备高体积分数与长径比的 TiB 短纤维与 TiB₂P 增强钛基复合涂层[J]. 中国激光, 2014, 41(7): 0703010.
- [59] 雷剑波, 王春霞, 顾振杰, 等. 一种激光熔覆纤维增强金属基复合涂层的方法: CN201611106420.3[P]. 2016-12-05.