



基体合金对连续 SiC_f/Al 复合材料 显微组织及拉伸强度的影响

徐志锋, 徐燕杰, 余欢, 王振军, 周珍珍

(南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 南昌 330063)

摘要: 选用的增强体为先驱体法制备的束丝 SiC 纤维(KD-II 型), 采用真空气压浸渗法制备体积分数为 40%、基体合金分别为 ZL102、ZL114A 及 ZL205A 合金的连续 SiC_f/Al 复合材料, 并用 NaOH 溶液萃取出 SiC 纤维, 研究基体合金对连续 SiC_f/Al 复合材料微观组织和拉伸强度的影响。结果表明: 基体合金对连续 SiC_f/Al 复合材料的微观组织及力学性能有显著地影响。其中, SiC_f/ZL102 复合材料纤维分散均匀和致密, SiC_f/ZL114A 复合材料存在少量的纤维团聚, 而 SiC_f/ZL205A 复合材料存在明显的偏聚和微孔缺陷; 基体 ZL102、ZL114A 及 ZL205A 复合材料的平均拉伸强度分别为 615.7、475.9 和 385.1 MPa, 差别较大; 同时, 从基体 ZL102、ZL114A 及 ZL205A 的复合材料中萃取出 SiC 纤维的平均拉伸强度分别为原丝的 50.94%、41.51%及 25.09%; 在浸渗过程中, 纤维损伤和分布是导致不同基体复合材料力学性能差异的关键因素。

关键词: 真空气压浸渗; 萃取纤维; SiC 纤维; 拉伸强度

中图分类号: TB333

文献标志码: A

Effect of matrix alloy on microstructure and tensile strength of continuous SiC_f/Al composite

XU Zhi-feng, XU Yan-jie, YU Huan, WANG Zhen-jun, ZHOU Zhen-zhen

(National Defence Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology,
Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: The vacuum gas pressure infiltration was performed for the continuous SiC_f/Al composite with the volume fraction of 40%, of which the reinforced material was SiC fiber fabricated by precursor method, the matrix alloys were ZL102, ZL114A and ZL205A alloys, SiC fibers were extracted using NaOH solution, both the effects of matrix alloy on the microstructure and tensile strength of continuous SiC_f/Al composites were studied. The results show that matrix alloy has a significant effect on the microstructure and mechanical properties of continuous SiC_f/Al composites. Fibers of SiC_f/ZL102 composite are uniformly dispersed and dense, SiC_f/ZL114A composites have small amounts of fiber reunion, but SiC_f/ZL205A composites have obvious segregation and microporous defects. Average tensile strengths of the composites with matrix of ZL102, ZL114A and ZL205A are 615.7, 475.9 and 385.1 MPa, respectively, which are quite different. Meanwhile, average tensile strength of SiC fibers extracted from composites with matrix of ZL102, ZL114A and ZL205A are 50.94%, 41.51% and 25.09% of the raw silk, respectively. In the infiltration process, fiber damage and fiber distribution are the key factors leading to differences in composite mechanical properties of the different matrix.

Key words: vacuum gas pressure impregnation; extracted fibers; SiC fiber; tensile strength

相较于碳纤维, 陶瓷 SiC 纤维^[1-2]除具有高比强度、高比模量、抗腐蚀及耐磨损等优点外。同时, 还

具有热稳定性好, 与铝液具有良好的界面化学相容性^[3], 不与铝基体发生电极电位反应, 与铝基体发生

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51365043); 航空科学基金资助项目(2011ZE56007); 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室和航空材料热加工技术航空科技重点实验室联合资助项目(GF201101004)

收稿日期: 2014-04-17; **修订日期:** 2014-10-28

通信作者: 徐志锋, 教授; 电话/传真: 0791-86453167; E-mail: xu_zhf@163.com

程度较低的界面反应^[4]等特性。很明显, 连续碳化硅纤维增强铝基复合材料(SiC_f/Al)相较于 C_f/Al 复合材料, 具有更高的强度、良好的抗腐蚀性能等优异特点, 在航天飞机、人造卫星、空间站及尖端武器等领域显示出了极大的应用潜力^[5-7]。尤其是目前国内外对现有航空发动机质量减轻和新型高推重比发动机的研究, 对轻质高强度连续 SiC_f/Al 复合材料提出了更为明确的迫切需求。

在目前已有的高性能纤维材料中, 普遍认为 SiC 纤维与铝的润湿性比其他纤维(如碳纤维、Al₂O₃ 纤维及 Si₃N₄ 纤维)要好, SiC 纤维在 1000 ℃ 以上才与铝发生反应, 界面反应比较容易控制。尽管如此, 连续 SiC_f/Al 复合材料在不同工艺条件下的性能差异仍往往被归因于界面反应的差别, 这可能是目前束丝 SiC 纤维均是通过有机聚合物先驱体转化方法制备的, 在 SiC 纤维成形工艺中其表面仍沉积有少量的游离碳^[8], 导致浸渗过程中易与液态铝合金发生反应形成 Al₄C₃ 相而影响纤维及复合材料的性能。

真空气压浸渗由于可实现复合材料的制备与成型一体化及复杂构件的近终成型而备受关注, 而一般认为^[9]在浸渗制备 SiC_f/Al 复合材料的过程中, 真空条件下的液态铝合金 700 ℃ 时的润湿角在 110°~135°之间。目前, 降低润湿角的途径^[10]有外加压力或温度, 纤维的表面改性及涂层处理, 改变环境气氛, 物理方法(如超声波), 基体合金化。其中, 选择现有合适的铝合金(富含能降低铝液浸渗前端表面能以及降低与增强体之间界面能的元素, 如 Mg、Si、Ti 和 Cu 等), 利用真空气压浸渗法可以成功制备出高性能连续 SiC_f/Al 复合材料。

马晓春等^[9]发现铝合金在 700~900 ℃ 时表面氧化膜是 Al/SiC 系润湿角呈大钝角的主要原因, 在 900~1000 ℃ 时, 润湿角快速减小是由于氧化膜的破裂和消失。杨盛良等^[11]对束丝 SiC_f/Al 复合材料的界面微观特征进行了研究, 研究认为复合材料在(550 ℃,

1 h)的热暴露条件下没有发生界面反应, 在(650 ℃, 1 h)的热暴露条件下复合材料有厚度 100~200 nm 的界面反应区且具有良好的界面化学相容性。YASUTOMI 等^[12]在热处理之后的 SiC/Al 复合材料界面上检测到了 Al₄C₃ 反应生成物, 其在界面上生长的活化能为 190 kJ/mol。孙超等^[13]通过有限元模拟研究发现 SiC_f/Al 复合材料界面没有达到理想的结合强度, 这是由于 SiC 纤维出现团聚和断裂, 因此, 实验值与模拟值出现一定的偏差。此外, 还有关于 SiC 纤维复合材料高温拉伸性能^[14]、复合材料裂纹扩展^[15]及复合材料内部残余应力的研究^[16]等。很明显, 目前国内外在 SiC_f/Al 复合材料的研究方面, 采用的增强体 SiC 纤维还都是 CVD 法制备的粗丝纤维, 如 KUN 等^[17]采用 Al-10%Si 为基体, 制备了体积分数为 50%的粗丝 SCS-6/Al 复合材料, 其拉伸强度达到了 1.6~1.7 GPa, 而采用细丝连续 SiC_f/Al 复合材料的研究则鲜有报道, 相比于粗丝纤维, 束丝纤维易于编织, 可制备复杂构件。

为此, 本文作者选用先驱体转化法制备的束丝 SiC 纤维作为增强体材料, 选用 Al-Si 及 Al-Cu 系合金作为基体合金, 采用真空气压浸渗法制备连续 SiC_f/Al 复合材料, 通过用 NaOH 溶液萃取出复合材料中的 SiC 纤维, 研究不同基体合金对 SiC 纤维损伤程度以及不同基体合金对连续 SiC_f/Al 复合材料微观组织及拉伸强度的影响, 并揭示其作用机制。

1 实验

1.1 实验材料

实验选用国防科技大学通过先驱法研制的 KD-II 型连续碳化硅纤维(1.2 K)作为增强体材料, 其性能参数如表 1 所列; 选用的铝合金分别为 ZL102、ZL114A 及 ZL205A, 其主要元素成分含量如表 2 所列。

表 1 KD-II 碳化硅纤维的性能指标

Table 1 Property index of KD-II SiC fiber

Fiber type	Monofilament diameter/ μm	Tensile strength/MPa	Elastic modulus/GPa	Density/($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)
KD-II	10-15	2300-2400	150-190	2.50

表 2 铝合金的化学成分

Table2 Chemical composition of aluminum (mass fraction, %)

Matrix	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
ZL102	10.0-13.0	0.3	0.5	0.1	0.1	0.2	Bal.
ZL114A	6.5-7.5	0.1	0.1	0.45-0.60	0.1	0.10-0.20	Bal.
ZL205A	0.05	4.6-5.3	0.3-0.5	0.05	0.1	0.15-0.35	Bal.

1.2 实验方法

采用单向排布方式制备体积分数为 40% 的 SiC 纤维预制体, 采用真空气压浸渗法制备连续 SiC_f/Al 复合材料, 在纯氩气保护气氛中将铝合金熔炼至 730 °C 的液态, 纤维预热温度为 450 °C, 浸渗过程使用氮气进行持续加压, 压力为 7 MPa, 保压时间为 3 min。真空气压浸渗法原理如图 1 所示。

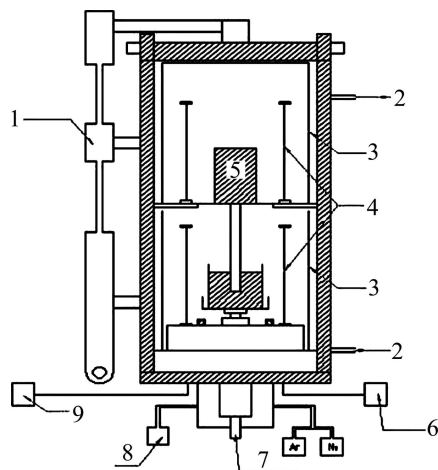


图 1 真空气压浸渗装置与模具示意图

Fig. 1 Schematic diagram of vacuum pressure infiltration equipment and molds: 1—Lifting and rotating plug; 2—Cooling water; 3—Insulation cover; 4—Heating coil; 5—Preform; 6—Digital control and display; 7—Crucible lifting; 8—Vacuum pump; 9—Power supply

1.3 性能测试

将制备好的连续 SiC_f/Al 复合材料加工成拉伸试样, 拉伸试样尺寸如图 2 所示。浸渗下端升液管中的基体铝合金加工成标准拉伸试样, 采用电子万能拉伸试验机 Instron5568 进行拉伸性能测试。采用质量分数为 10% 的 NaOH 溶液萃取复合材料中的 SiC 纤维, 并采用美国 Instron5543 型单立拉伸材料试验机对 SiC 纤维单丝进行拉伸测试。复合材料试样经打磨、机械抛光, 采用金相显微镜观察试样的显微组织。采用 Quanta200 型扫描电子显微镜(SEM)对萃取后 SiC 纤维进行表面形貌观察。

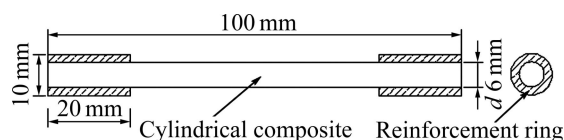


图 2 SiC_f/Al 复合材料拉伸试样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of tensile specimens of SiC_f/Al composites

2 结果与分析

2.1 纤维预热温度对 SiC 纤维表面形貌及力学性能的影响

在室温 25 °C 和预热温度 450 °C 下, SiC 纤维束丝的拉伸载荷关系曲线如图 3 所示, 测试拉伸试样数为 11 个, 其拉伸载荷相差不大, 实验选取 450 °C 的预热温度对 SiC 纤维拉伸载荷影响甚小, 数据统计显示拉伸载荷只比室温下的原丝载荷下降 3.5% 左右。

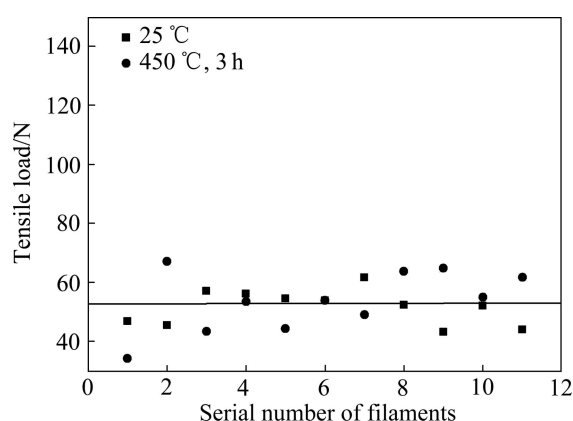


图 3 在 25 °C 和 450 °C 下 SiC 束丝的拉伸载荷

Fig. 3 Tensile loads of SiC silk at 25 °C and 450 °C

另外, 在室温和 450 °C 预热处理后的 SiC 纤维表面形貌如图 4 所示, 室温下 SiC 纤维表面存在一些片状物和细小颗粒物, 而经 450 °C 预热处理后, 纤维表面则只有少量的颗粒附着, 这应该是由先驱法制备的 SiC 纤维表面存在薄薄的热解碳涂层受热后分解所致。

2.2 基体合金的显微组织及拉伸强度

真空气压浸渗制备的复合材料中铝合金的铸态组织如图 5 所示, 图 5(a) 中的 ZL102 合金铸态组织中存在大量的针状共晶硅相及 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体; 图 5(b) 中的 ZL114A 合金铸态组织主要由 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体、片状的共晶 Si 以及汉字状 Mg_2Si 相组成; 图 5(c) 中的 ZL205A 合金铸态组织基体相为 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体, 晶界处有白色网状共晶组织 CuAl_2 相存在。

铝合金试棒是在 730 °C 下充型, 随炉冷却至室温后制得的, 其拉伸强度如图 6 所示。ZL102 是典型的二元共晶铝硅合金, 其铸态下平均抗拉强度为 91.4 MPa, 由于合金中含有大量的 Si, ZL102 合金的流动性非常好, 但极易形成针孔等缺陷, 力学性能不高;

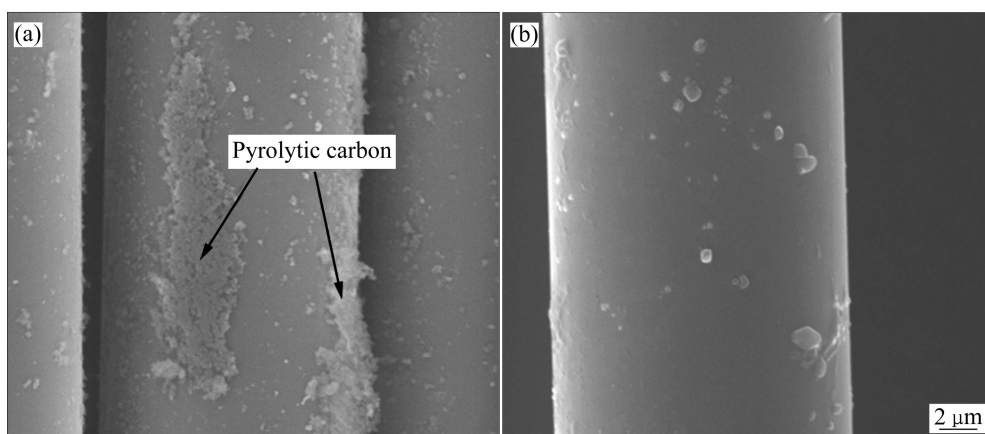


图 4 在 25 °C 和 450 °C 下预热处理后纤维的表面形貌

Fig. 4 Surface morphologies of SiC fiber at 25 °C(a) and 450 °C(b)

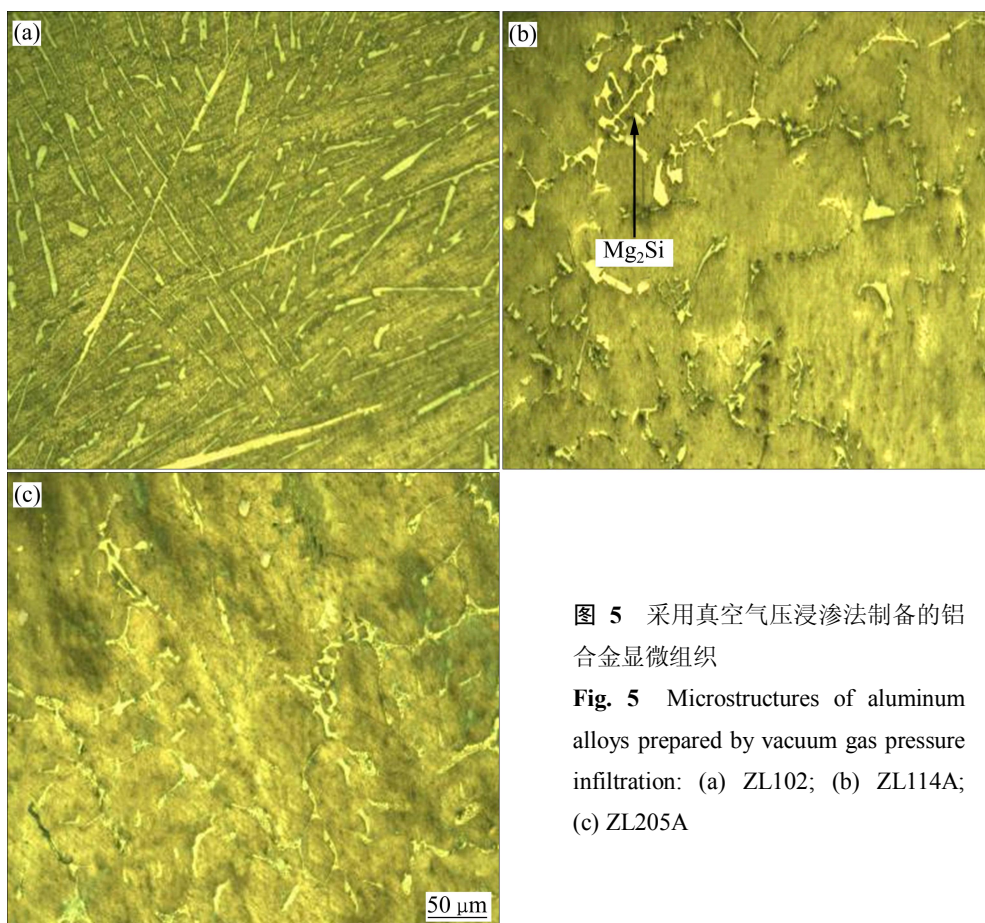


图 5 采用真空气压浸渗法制备的铝合金显微组织

Fig. 5 Microstructures of aluminum alloys prepared by vacuum gas pressure infiltration: (a) ZL102; (b) ZL114A; (c) ZL205A

ZL114A 合金属于亚共晶铝硅合金的 Al-Si-Mg 系, 其铸态下平均抗拉强度为 135.9 MPa, 从图 5(b)中可以看出明显的强化相 Mg_2Si , 也具有较好的铸造性能, 中等的力学性能和良好的抗腐蚀性能; 高强 ZL205A 合金在铸态下平均抗拉强度仅为 149.9 MPa, 热裂、疏松倾向以及 Cu 偏析致使其强度不高。

按照复合材料的强度混合法, 则

$$\sigma = \sigma_{SiC}\varphi_f + \sigma_{Al}(1 - \varphi_f) \quad (1)$$

式中: σ 为复合材料理论拉伸强度; σ_{SiC} 为束丝 SiC 拉伸强度; σ_{Al} 为铝合金拉伸强度; φ_f 为复合材料中纤维的体积分。

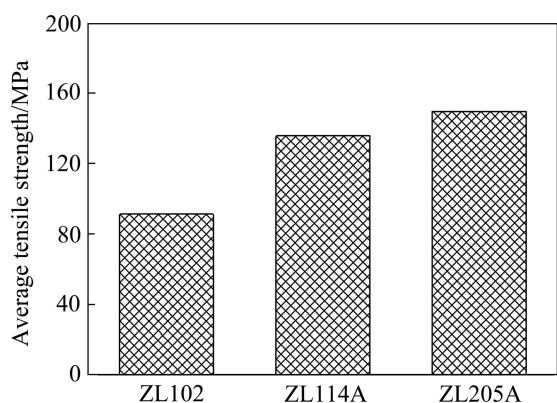


图 6 采用真空气压浸渗法制备的铝合金平均拉伸强度

Fig. 6 Average tensile strengths of aluminum alloy prepared by vacuum gas pressure infiltration

采用真空气压浸渗制备的 SiC_f 纤维体积分数为 40% 的连续 SiC_f/Al 复合材料的理论拉伸强度应为 961~997 MPa。

2.3 基体合金对连续 SiC_f/Al 复合材料显微组织的影响

复合材料微观纤维分布如图 7 所示, 图 7(a)和(b)所示为 $\text{SiC}_f/\text{ZL102}$ 复合材料, 纤维分布均匀, 没有明显的纤维团聚现象; 图 7(c)和(d)所示为 $\text{SiC}_f/\text{ZL114A}$ 复合材料, 可以观察到纤维分布较均匀, 但纤维间距较小, 存在局部少量的纤维团聚; 图 7(e)所示为 $\text{SiC}_f/\text{ZL205A}$ 复合材料, 纤维分布均匀, 但是纤维间距很小, 存在局部未完全浸渗的死角以及少量微孔,

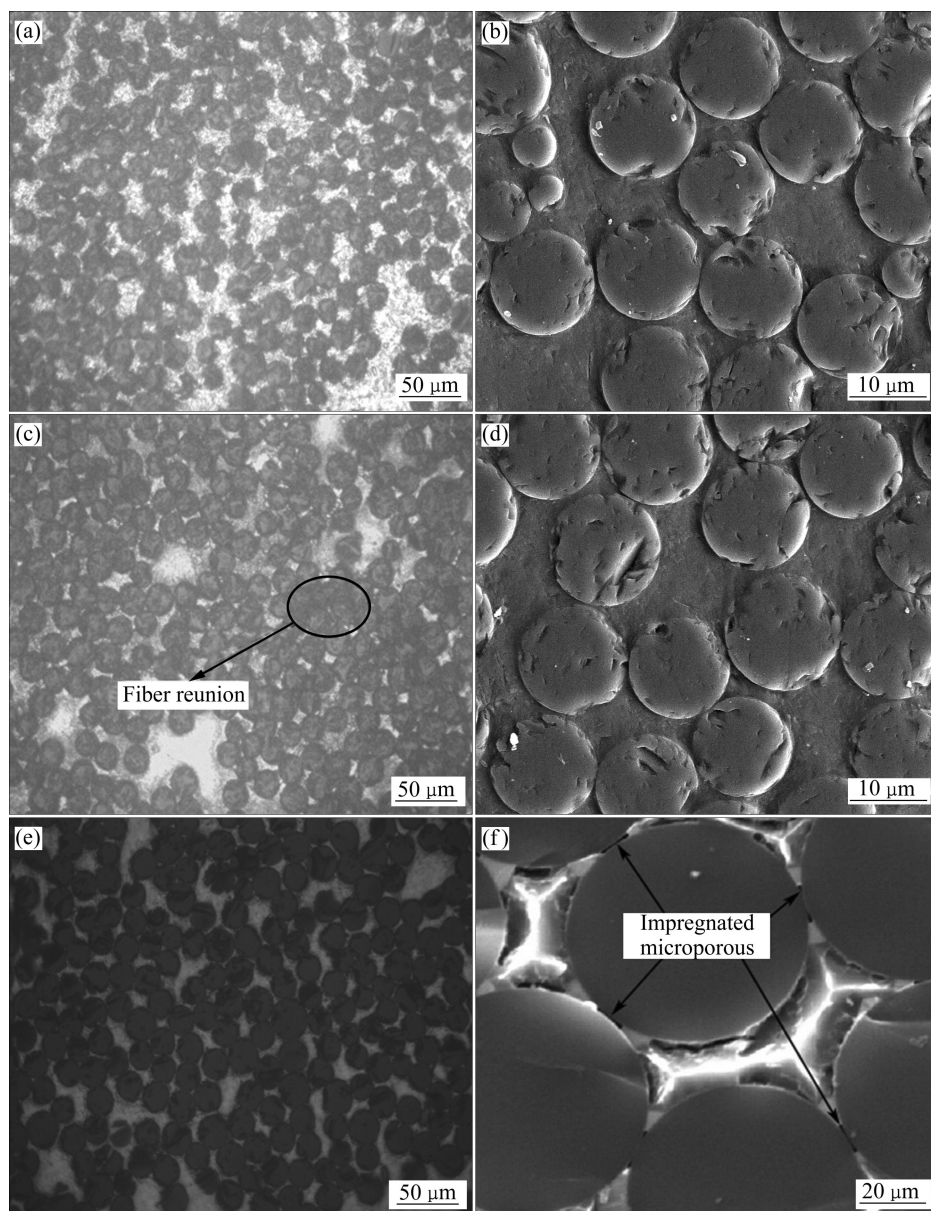


图 7 连续 SiC_f/Al 复合材料的显微组织

Fig. 7 Microstructures of continuous SiC_f/Al composites: (a), (b) ZL102/ SiC_f ; (c), (d) ZL114A/ SiC_f ; (e), (f) ZL205A/ SiC_f

如图 7(f)所示。

ZL205A 合金的结晶温度范围为 544~633 °C,属于糊状凝固,ZL205A 合金的铸造性能较差,合金流动性不好,铝液在充型过程中阻力较大,使得结晶前缘的铝液黏度较大,温度降低使得前端铝液活性减弱,合金填充存在死角,容易产生纤维的偏聚。ZL102 合金的结晶温度范围为 577~600 °C,属于窄结晶范围,ZL102 合金具有良好的铸造流动性,浸渗过程中阻力较小,11%左右(质量分数)的 Si 促进了铝液与纤维的润湿,使得纤维可以在铝液中高度分散。ZL114A 合金的结晶温度范围为 557~613 °C,浸渗效果则在上述两者之间。

复合材料的浸渗过程中铝液是首先迅速填充较大空隙,然后再缓慢浸渗小空隙,最后才在高压下挤渗更细小空隙;由于本实验采用单向排列的纤维预制体,各束丝之间没有约束。不同铝合金在浸渗压力的快速上升制备过程中,由于浸渗阻力的差异,在填充细小空隙时,浸渗速度慢的铝合金,因先填充到大空隙的合金,在随后高压作用下挤压小空隙的空间,从而导致纤维分布的差异和未浸渗微孔的缺陷产生。

2.4 基体合金对连续 SiC_f/Al 复合材料拉伸强度的影响

复合材料拉伸性能如图 8 所示,均是选取 3 个试样测量其拉伸强度,再求平均值。SiC_f/ZL102 复合材料的平均拉伸强度为 615.7 MPa, SiC_f/ZL114A 复合材

料的平均拉伸强度为 475.9 MPa,而 SiC_f/ZL205A 复合材料的平均拉伸强度则仅为 385.1 MPa。复合材料的力学性能相比于基体铝合金,都不同程度的提高了 1.5~6.5 倍, SiC_f/ZL205A 的拉伸强度较前另外两者都要低,基体合金与 SiC 纤维之间的界面反应也是决定复合材料强度的关键因素。

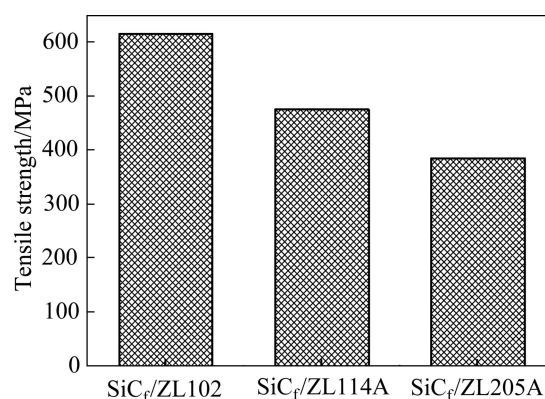


图 8 连续 SiC_f/Al 复合材料的拉伸强度

Fig. 8 Tensile strength of continuous SiC_f/Al composites

图 9 所示为连续 SiC_f/Al 复合材料的 SEM 像以及面扫描电子像。由图 9 可看出,复合材料中的 Si、Mg 和 Cu 元素都富集在 SiC 纤维表面,对于界面反应起到阻碍作用。但在图 9(f)中,通过 SiC_f/ZL205A 复合材料的面扫描电子像可以看出 Cu 元素在纤维附近分散不均匀,在纤维表面没有很好地形成有效的保护层,

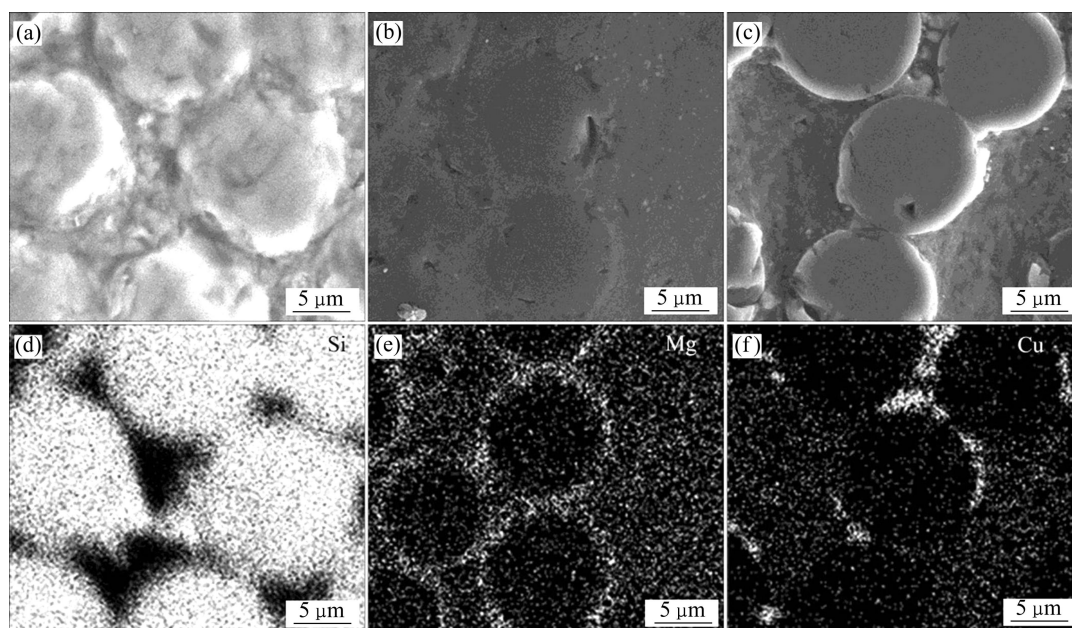
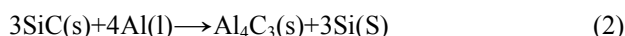


图 9 连续 SiC_f/Al 复合材料的 SEM 像以及面扫描电子像

Fig. 9 SEM images and corresponding area-scanning electron images of continuous SiC_f/Al composites: (a), (d) ZL102/SiC_f; (b), (e) ZL114A/SiC_f; (c), (f) ZL205A/SiC_f

这对保护纤维、减少界面反应是不利的；在图 9(d)中，SiC_f/ZL102 复合材料的 Si 元素分布均匀，除了基体中存在少量的 Si，大部分 Si 元素均富集在纤维表面，在纤维表面形成了一层有效的保护层；图 9(e)所示为 SiC_f/ZL114A 的 Mg 元素分布，可以看出纤维表面的 Mg 含量较高，同时形成明显的亮圈，也对纤维起到了较好的保护作用。

由于纤维表面的热解碳在预热过程中大部分已发生热解，但纤维表面依然残留有少量的热解碳，浸渗后生成 Al₄C₃ 的界面反应如下所示：



当基体中含有 Si 元素时，可以一定程度地抑制上述反应的发生。由于 ZL102 含有大量的 Si，所以界面反应程度较低，其复合材料的拉伸强度较高，而 ZL114A 含 Si 元素相对较少，同时，Mg 元素含量不到 1%，抑制界面反应的能力较弱，所以，SiC_f/ZL114A 复合材料拉伸强度较 SiC_f/ZL102 拉伸强度低。

实验采用质量分数为 10% 的 NaOH 溶液萃取复合材料中的 SiC 纤维，同时为了便于更加直观的比较，避免 NaOH 溶液对实验结果造成影响，将经过 450 °C 预热后纤维在相同的碱性条件下也进行同时时间的浸泡，其实验结果如图 10 所示，浸泡后的未浸渗纤维拉伸强度略有降低，这主要是因为纤维在水性溶液中浸泡时间长，纤维分散所致。然而，萃取复合材料中的纤维拉伸强度都有很大程度的降低，ZL102 基体复合材料中的 SiC 纤维拉伸强度为原丝拉伸强度的 50.94%，萃取后的纤维如图 11(a)所示，其纤维表面光滑，没有明显的损伤点；ZL114A 基体的复合材料中的 SiC 纤维拉伸强度为原丝拉伸强度的 41.51%，萃取后的纤维如图 11(b)所示，其表面形貌粗糙、凹凸不平，存在大块的块状物及点状物，复合材料拉伸时极易造成应力集中；ZL205A 基体的复合材料中的 SiC 纤维拉伸强度仅为原丝拉伸强度的 25.09%，萃取后的纤维如图 11(c)所示，其纤维表面局部凹凸不平，存在少量的块状物及点状物。

引起从复合材料中萃取后的纤维表面形貌的变化，应该是浸渗过程中基体合金与纤维之间的界面反应所引起的。界面相易于依附于纤维表面形核，纤维表面凹凸不平，是界面反应物在萃取后剥落所形成的，表面越粗糙，界面反应物越多，因此，界面反应越严重，其对纤维的损伤越厉害。

连续 SiC_f/Al 复合材料的拉伸强度与其断裂行为有着直接的联系，如图 12 所示。从图 12(c)中可以看

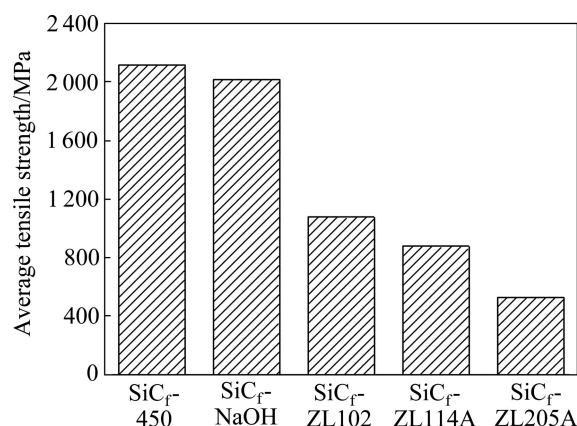


图 10 不同状态下的 SiC 纤维的平均拉伸强度

Fig. 10 Average tensile strengths of SiC fibers in different states

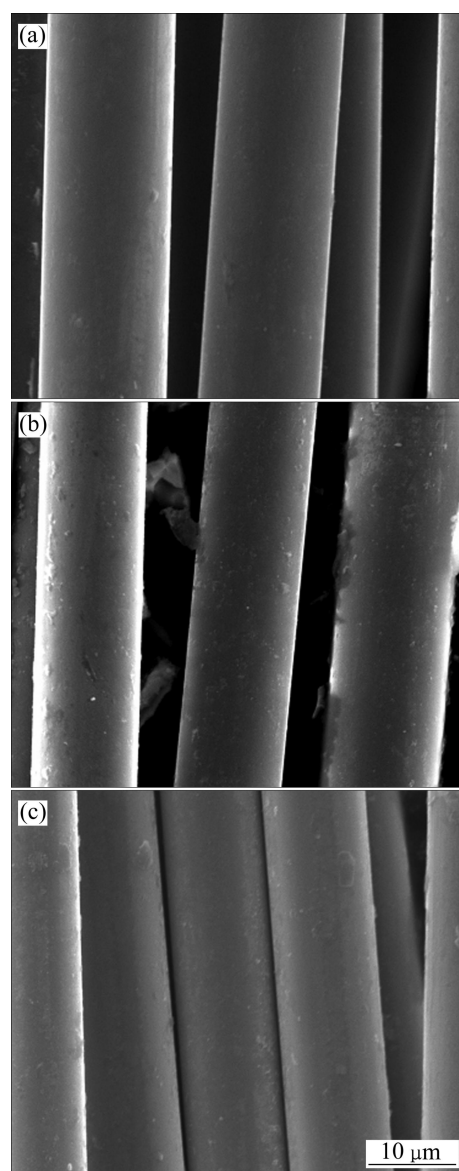


图 11 不同状态下 SiC 纤维的表面形貌

Fig. 11 Surface morphologies of SiC fibers in different states:

(a) SiC_f-ZL102; (b) SiC_f-ZL114A; (c) SiC_f-ZL205A

出,连续 SiC_f/ZL205A 复合材料断口齐平,几乎无纤维拔出,裂纹产生沿横向传播,基体没有起到传递载荷的作用,而是在传递裂纹的同时割裂了纤维; SiC_f/ZL114A 复合材料断口形貌如图 12(b)所示,其参差程度加剧,表明基体铝合金起到了传递载荷的作用,主要承受载荷的部分是碳化硅纤维; SiC_f/ZL102 复合材料断口形貌如图 12(a)所示,存在明显的纤维拔出,拔出纤维长短不一,其断口参差不齐程度明显。由于碳化硅纤维与基体铝合金的界面结合力相对较弱,这种较弱的界面结合力是产生复合材料断口处纤维拔出

现象的关键因素,界面反应对拉伸断裂的影响与界面反应对拉伸强度的影响机制是一致的。

3 结论

1) 室温下的 SiC 纤维表面附着有片状物及细小颗粒物,这是其表面存在的薄层热解碳涂层;纤维经 450 °C 预热处理后, SiC 纤维表面附着物明显减少,拉伸强度较原丝的拉伸强度也仅下降了 3.5%,纤维预热对 SiC 纤维损伤很小。

2) 在不同基体合金的连续 SiC_f/Al 复合材料中, SiC 纤维在 ZL102 基体中的分布均匀, ZL114A 复合材料存在少量的纤维团聚, ZL205A 存在明显的偏聚和浸渗微孔; ZL205A 的流动性较差,使得浸渗时阻力增大,容易造成浸渗微观缺陷。

3) 基体合金对连续 SiC_f/Al 复合材料的拉伸强度有明显的影响,采用真空气压浸渗法制备的 ZL102、ZL114A 及 ZL205A 铝合金平均拉伸强度分别为 91.4、135.9 及 149.9 MPa,基体 ZL102、ZL114A 及 ZL205A 复合材料的平均拉伸强度则分别为 615.7、475.9 及 385.1 MPa,而从基体 ZL102、ZL114A 及 ZL205A 的复合材料中萃取出 SiC 纤维的平均拉伸强度分别为原丝拉伸强度的 50.94%、41.51%及 25.09%。其中,不同基体合金浸渗过程中纤维损伤是导致不同基体复合材料力学性能差异的关键原因之一。

REFERENCES

- [1] 陈建军,彭志勤,董文钧,王彩华,唐为华. 先驱体制备 SiC 纤维的发展历程与研究进展[J]. 高科技纤维与应用, 2010, 35(1): 35-42.
CHEN Jian-jun, PENG Zhi-qin, DONG Wen-jun, WANG Cai-hua, TANG Wei-hua. Development and progress of polymer-derived SiC fibers[J]. Hi-Tech Fiber & Application, 2010, 35(1): 35-42.
- [2] 张卫中,陆佳佳,马小民,吴永龙,陈秀娟,张春苏. 连续 SiC 纤维制备技术进展及其应用[J]. 航空制造技术, 2012, 18: 105-107.
ZHANG Wei-zhong, LU Jia-jia, MA Xiao-min, WU Yong-long, CHEN Xiu-juan, ZHANG Chun-su. Development and application of preparation technology of continuous SiC fiber[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2012, 18: 105-107.
- [3] RAWAL S P. Interface structure in graphite fiber reinforced metal matrix composites[J]. Surf Interface Anal, 2001, 31: 692-700.
- [4] 毛仙鹤,宋永才. 聚碳硅烷纤维在 1-己炔气氛中不熔化处理

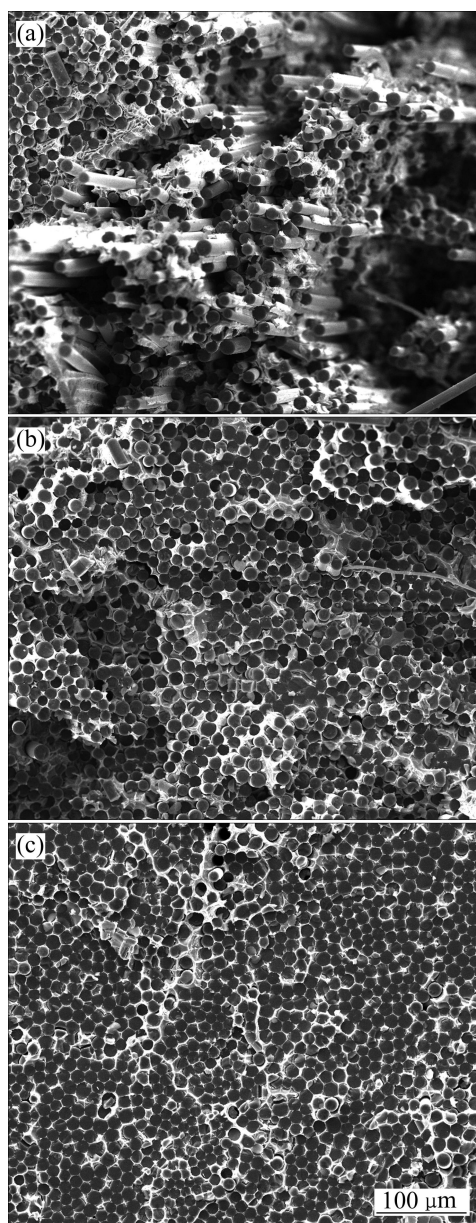


图 12 不同 SiC_f/Al 复合材料拉伸断口 SEM 像

Fig. 12 SEM images of tensile fracture morphologies of different SiC_f/Al composites: (a) SiC_f/ZL102; (b) SiC_f/ZL114A; (c) SiC_f/ZL205A

- 制备低氧含量 SiC 纤维[J]. 复合材料学报, 2007, 24(6): 68–76.
- MAO Xian-he, SONG Yong-cai. SiC fiber with a low oxygen content prepared by polycarbosilane fiber cured in 1-hexyne vapor[J]. Acta Materialiae Compositae Sinica, 2007, 24(6): 68–76.
- [5] DAOUD A. Microstructure and tensile properties of 2014 Al alloy reinforced with continuous carbon fibers manufactured by gas pressure infiltration[J]. Materials Science Engineering A, 2005, 391: 114–120.
- [6] RAWAL S P. Interface structure in graphite fiber reinforced metal matrix composites[J]. Surf Interface Anal, 2001, 31(7): 692–700.
- [7] ZHANG Yun-he, WU Gao-hui, CHEN Guo-qin, XIU Zi-yang, ZHANG Qiang, WANG Chun-yu. Microstructure and mechanical properties 2D woven Gr/Al composite[J]. Transactions of Nonferrous Metal Materials Society, 2006, 16(S3): s1509–s1512.
- [8] 廖焕文, 徐志锋, 余欢, 王振军. 纤维预热温度对真空气压浸渗连续 SiC/Al 复合材料致密度和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(9): 2064–2071.
- LIAO Huan-wen, XU Zhi-feng, YU Huan, WANG Zhen-jun. Effects of fiber preheating temperature on density and mechanical properties of continuous SiC/Al composites manufactured by vacuum pressure infiltration[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(9): 2064–2071.
- [9] 马晓春, 吴锦波. Al-SiC 系润湿性与界面现象的研究[J]. 材料科学与工程, 1994, 12(1): 37–41.
- MA Xiao-chun, WU Jin-bo. An investigation on wettability and interfacial phenomena of Al-SiC system[J]. Materials Science & Engineering, 1994, 12(1): 37–41.
- [10] 李斗星, 周朝霞. 通过基体合金化制备界面相容的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ 颗粒增强铝基复合材料[J]. 金属学报, 2002, 38(6): 602–608.
- LI Dou-xing, ZHOU Zhao-xia. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ composites with compatible interface by matrix alloying[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(6): 602–608.
- [11] 杨盛良, 卓钺, 万红, 杨德明. 束丝 SiC 纤维增强铝基复合材料界面 TEM 研究[J]. 航空材料学报, 2001, 21(2): 39–43.
- YANG Sheng-liang, ZHUO Yue, WAN Hong, YANG De-ming. TEM study on the microstructure of continuous SiC fiber reinforced aluminum composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2001, 21(2): 39–43.
- [12] YASUTOMI Y, SAWADA J, KIKUCHI T, NAKAMURA K, MANABE Y, NAGANO K, KURODA H, SUMI T, KUBOKAWA H, NAGAI M, KOGURE H, SAWAI Y, KISHI T. Effects of the SiC/Al interface reaction on fracture behavior of a composite conductor using SiC fiber reinforced aluminum for next generation power equipment[J]. Journal of Materials Science, 1999, 34: 1583–1593.
- [13] 孙超, 沈茹娟, 宋旻. 有限元模拟 SiC 增强 Al 基复合材料的力学行为[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(2): 476–484.
- SUN Chao, SHEN Ru-juan, SONG Min. Simulation of mechanical behaviours of SiC reinforced Al matrix composites by finite element method[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(2): 476–484.
- [14] YAJIMA S, OKAMURA K, TANAKA J, HAYASE T. High-temperature strengths of aluminium composite reinforced with continuous SiC fibre[J]. Journal of Materials Science, 1981, 16(11): 3033–3038.
- [15] PAPAKALITAKIS G, KARALEKAS D. Computational study of crack growth in SiC/Al composites[J]. Mathematical and Computer Modelling, 2005, 42(7): 799–808.
- [16] HO S, LAVERNIA E J. Thermal residual stresses in metal matrix composites: A review[J]. Applied Composite Materials, 1995, 2(1): 1–30.
- [17] KUN Y, DOLLHOPF, KOCHENDORFER R. CVD SiC/Al Composites produced by a vacuum suction casting process[J]. Composites Science and Technology, 1993, 46: 1–6.

(编辑 王超)