

基于 3D 打印预制体的 SiC/Al-Mg 复合材料组织与性能

王 琼^{1,2} 刘洪军^{1,2}

(1.兰州理工大学材料科学与工程学院; 2.兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室)

摘 要 以 3D 打印网络结构 SiC 预制体结合 Al-Mg 合金的熔体浸渗工艺,制备出互穿网络结构 SiC/Al-Mg 复合材料,表征了复合材料的微观组织、力学性能和摩擦性能,分析了浸渗温度的影响。结果表明,在 910~950 °C,铝合金能完全浸渗 3D 打印的层级网络结构 SiC,复合材料微观组织由互穿的铝合金和“壳-芯”结构网络框架构成。提高浸渗温度促进了反应发生和组织均匀,浸渗温度为 930 °C 时, SiC/Al-Mg 复合材料综合性能最佳,抗压强度和硬度(HV)达到 425 MPa 和 557,磨损率为 $3.37 \times 10^{-7} \text{ cm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。

关键词 互穿网络结构;3D 打印;微观结构;力学性能

中图分类号 TG146.21;TB331

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.05.019

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure and Properties of SiC/Al-Mg Composites Based on 3D-printed Preforms

Wang Qiong^{1,2}, Liu Hongjun^{1,2}

(1.School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology; 2.State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology)

Abstract: The interpenetrating network SiC/Al-Mg composites were prepared by 3D-printed network SiC preform combined with the melt infiltration process of Al-Mg alloy. The microstructure, mechanical properties and friction properties of the composites were characterized, and the effects of infiltration temperature was analyzed. The results indicate that Al alloy can fully permeate SiC with 3D printed hierarchical network structure from 910 °C to 950 °C, and the microstructure of composite is composed of interpenetrating Al alloy and “shell-core” network frame. The increase of infiltration temperature promotes the reaction and the uniformity of microstructure. When the temperature is 930 °C, the SiC/Al-Mg composite has the optimal comprehensive properties, where compressive strength and hardness of the composites reach 425 MPa and 557 HV, respectively, and the wear rate is $3.37 \times 10^{-7} \text{ cm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$.

Key Words: Interpenetrating Network Structure, 3D Printing, Microstructure, Mechanical Properties

近年来,三维互穿网络结构 SiC/Al 复合材料因其特殊的微观结构和优异的综合性能而受到关注^[1,2]。不同于 SiC 颗粒弥散分布于 Al 基体相中的常规复合材料^[3],互穿网络复合材料中 SiC 相和铝合金相在三维空间中是连续的,并相互渗透形成网络结构, SiC 相和铝合金之间的协同作用使复合材料具有良好的综合性能,如较高的强度和断裂韧性以及良好的耐磨性和抗热震性等。

制备互穿网络 SiC/Al 复合材料的前提和关键是网络结构 SiC 预制体的制备;3D 打印工艺由于复杂结构成形能力强和材料适用性广等特点,已经成为复合材料

预制体制备及新型复合材料开发的新兴热点。路建宁等^[4]基于 SiC 陶瓷浆料挤出的 3D 打印工艺制备网络结构 SiC 预制体,经熔体压力浸渗后获得 SiC/A356 复合材料,发现 A356 铝合金均匀熔渗到 SiC 骨架中, SiC 与 A356 铝合金基体结合紧密,但没有对性能进行测试。LI S 等^[5]用 Direct Ink Writing(DIW)法制备了具有三维互穿通道的多孔 SiC 预制件,结合无压浸渗法制备得到 3D-SiC/Al 复合材料,弯曲强度最高达 330.3 MPa。张恒^[6]利用 DIW 法制备了高体积分数的 SiC 复合浆料,结合反应熔渗方式制备了 SiC 陶瓷复合材料。金属熔体在预制体中的良好浸渗是制备互穿网

收稿日期:2021-10-19;修改稿收到日期:2021-11-21

基金项目:甘肃省重点研发计划资助项目(18YF1GA064)

第一作者简介:王琼,女,1995 年出生,硕士研究生,兰州(730050),E-mail:2920115727@qq.com

通信作者:刘洪军,男,1974 年出生,教授,兰州(730050),E-mail:hongjun_liu@hotmail.com

引用格式:王琼,刘洪军. 基于 3D 打印预制体的 SiC/Al-Mg 复合材料组织与性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(5): 614-620.

WANG Q, LIU H J. Microstructure and properties of SiC/Al-Mg composites based on 3D-printed preforms[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(5): 614-620.

络 SiC/Al 复合材料的另一个关键问题。无压浸渗工艺简单易行、可自发进行^[7],对预制体结构可能造成的破坏最小,其难点在于促进 SiC 和铝合金熔体之间的润湿性并抑制有害界面反应的发生^[8]。铝合金中的 Mg 可以减少熔体表面的氧化铝层,使熔体与 SiC 表面相接触,是铝合金在 SiC 预制体中实现良好润湿的关键^[9]。REN S B 等^[10]研究了 Mg 含量对铝合金无压浸渗多孔 SiC_p 预制件的浸润动力学和速率的影响,发现随着 Mg 含量从 0 增加到 8%,浸渗更加容易,但当 Mg 含量高于 8% 时, Mg 含量的提高对促进浸渗的作用不明显。浸渗温度对浸渗效果也具有很大的影响。徐斌^[11]研究发现,当温度高于 800 ℃ 时铝合金液才能够自发浸渗到 SiC 增强体中。

本课题基于 3D 打印的网络结构 SiC 预制体和无压浸渗工艺,制备互穿网络 SiC/Al 复合材料。为保证无压浸渗的自发进行,采用 Al-10Mg 合金并在 N₂ 气氛下浸渗。主要研究了 SiC/Al-10Mg 复合材料的微观组织和性能,并分析浸渗温度的影响,为结合 3D 打印和无压浸渗开发新型网络互穿复合材料提供参考。

1 试验材料和方法

1.1 试验材料

试验原材料为 SiC 粉末(平均粒径为 0.45 μm)、工

业纯铝(99.7%,质量分数)、纯镁(99.95%)。以工业纯铝和纯镁为原材料配制出 Al-10Mg 合金。表 1 为 SiC 浆料中各组分的含量。将 SiC 粉末加入由卡拉胶水溶液、四甲基氢氧化铵溶液、聚乙二醇、丙三醇和去离子水组成的混合液中,使用行星式球磨机球磨 19 h,得到水基 SiC 浆料。用浓 HCl 溶液调节浆料 pH 值,使其成为膏体状。

表 1 SiC 浆料中各组分的含量

Tab.1 Content of each component in SiC slurry %					
φ _B					
SiC	卡拉胶 水溶液	四甲基氢 氧化铵溶液	聚乙二醇	丙三醇	去离子水
40~45	10~14	2.5~4.5	0.8~1.0	4~8	余量

1.2 SiC/Al-10Mg 复合材料制备工艺

SiC 预制体的 3D 打印工艺和设计模型见图 1。将制备好的 SiC 浆料注入 3D 打印机的料筒中,并以一定的速度挤出。挤出头根据 STL 文件分层切片的轨迹数据沿 X-Y 方向移动,挤出体层层堆积形成 SiC 预制体毛坯(见图 1c)。用真空冷冻干燥机将打印好的预制体毛坯在 -30 ℃ 和 50 Pa 的真空度下冷冻干燥 24 h,然后用管式电阻炉在 1 350 ℃ 烧结 3 h 获得 SiC 预制体。

将 SiC 预制体固定在内径为 20 mm 的石墨坩埚底部,预制体上放置 Al-10Mg 合金棒,然后将坩埚放入真空管式炉内,在氮气气氛下进行铝合金的无压浸渗。氮

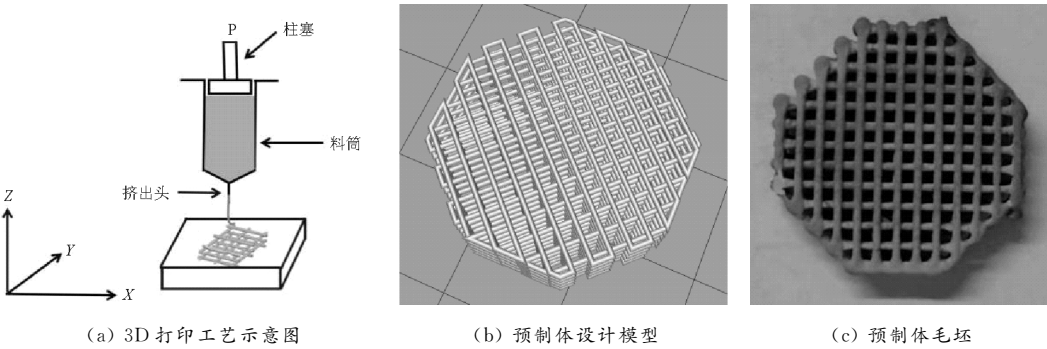


图 1 3D 打印工艺及 SiC 预制体

Fig.1 3D printing process and SiC preform

气流量为 600 mL/min,升温速率为 10 ℃/min,升温到预定温度后保温 4 h,然后以 10 ℃/min 降温至室温,获得互穿网络结构的 SiC/Al-10Mg 复合材料。

1.3 试样表征

用 Quanta FEG-450 型扫描电镜分析试样的微观组织;利用 D8 DISCOVER 型 X 射线衍射仪分析物相组成;使用 EPMA1600 电子探针分析复合材料的元素分布;用 Archimedes 排水法测定复合材料的密度。

用 HV-1000B 显微硬度仪测试维氏硬度,取 6 个测试点数据的平均值;用 WDW-300J 电子万能试验机测

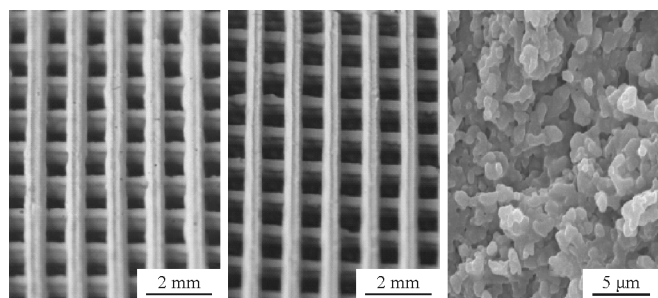
试抗压强度,试样尺寸为 φ2.5 mm×5 mm,取 3 个试样的平均值;根据 ASTM G133-05(2016)标准,用 UMT-2MT 摩擦试验机测试摩擦性能,摩擦副为 φ9.525 mm 的 Si₃N₄,外加载荷为 25 N,用 MicroXAM-800 非接触式光学轮廓仪测量磨痕的轮廓度。

2 试验结果和讨论

2.1 SiC 预制体的微观结构

SiC 预制体由 φ0.8 mm 的挤出丝分层堆积而成,分层厚度为 0.6 mm。图 2 为 3D 打印的 SiC 预制体和

高温烧结后的 SiC 预制体表面形貌及组织。可以看出,挤出丝搭建为三维网络结构,挤出丝均匀平直,网络结构清晰,与设计形状相符,无明显变形。从图 2b 可见,经高温烧结过程,预制体没有发生明显的变化,仍然保持 3D 打印毛坯的网络结构,没有变形和开裂。从图 2c 看出,挤出丝内的 SiC 粉末形成了连续的微孔结构,相邻的颗粒通过烧结颈连接。这样的烧结既使 SiC 预制体具有一定的强度,又没有完全致密化,只有颗粒间的颈缩,在宏观上不会造成挤出丝及预制体的明显收缩,也不会导致预制体毛坯在烧结和冷却过程的应力开裂。因此,3D 打印 SiC 预制体具有层级结构的多孔结构,宏观上是由挤出丝构成的多孔网络结构,挤出丝内部是 SiC 颗粒构成的微孔网络结构,合金熔体浸渗不仅要填充 SiC 挤出丝间的大孔网络,还要渗入 SiC 颗粒间的微孔网络,才能形成致密的复合材料。



(a) 3D 打印预制体 (b) 烧结后预制体 (c) 烧结预制体的微观结构

图 2 SiC 预制体的表面形貌和微观结构

Fig.2 Surface morphology and microstructure of SiC preform

图 3 为 SiC 预制体的 XRD 图谱。可以看出,在 1 350 °C 烧结 3 h 后, SiC 预制体与 O_2 反应生成了 SiO_2 [12]。

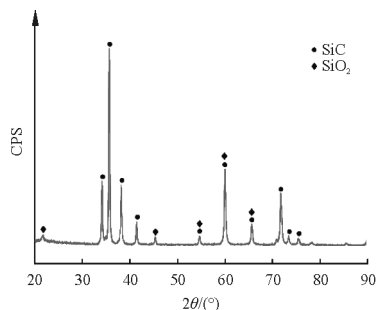


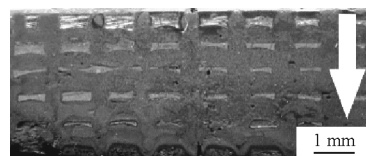
图 3 SiC 预制体的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of SiC preform

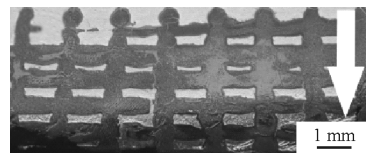
因此预制体实际上是由表面覆盖有 SiO_2 的 SiC 颗粒组成的。SiC 表面的 SiO_2 氧化膜可以阻止 SiC 和 Al 熔体的直接接触,有效抑制了界面脆性相 Al_4C_3 的形成 [13],故而改善了复合材料的性能。由于 SiO_2 与铝合金的润湿性比 SiC 更好 [14], SiC 颗粒表面的 SiO_2 层也有助于铝合金熔体的浸渗以及减少界面缺陷。

2.2 SiC/Al-10Mg 复合材料的组织

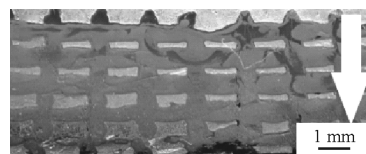
当温度低于 800 °C 时,铝合金熔体表面的 Al_2O_3 膜会阻碍熔体在 SiC 颗粒表面的润湿,浸渗基本不会发生 [14]。当温度升高到 900 °C 时, Al 和 Al_2O_3 可与 O_2 反应生成 Al_2O [15]。 Al_2O 从 Al_2O_3 氧化膜中挥发可以使膜层破裂, Al 液有机会与 SiC 预制体接触并润湿 SiC 颗粒表面,从而在预制体内形成浸渗。无压浸渗的发生是一个熔体前沿在预制体中逐渐润湿并推进的过程,因此需要一定的浸渗时间完成浸渗过程,浸渗温度较高时浸渗速度较快。在 900 °C 下 SiC 预制体的浸渗试验表明, Al-10Mg 合金可以在 SiC 预制体中发生不完全浸渗,因此在 900 °C 下浸渗 4 h 不能保证 SiC 预制体的完整浸渗。将浸渗温度提高到 910、930 和 950 °C 时,制备得到的 SiC/Al-10Mg 复合材料纵截面见图 4,箭头方向表示浸渗方向。图中截面选取位置为预制体框架的挤出丝相交位置,在这个位置挤出丝纵横相交,间隙最窄,浸渗难度最高。可以看到,在 910~950 °C 保温 4 h, SiC 预制体中网络框架间隙都可以被 Al-10Mg 合金熔体完全填充,而且无压浸渗后 SiC 陶瓷的结构特征保持良好。由于预制体中最窄间隙部分可以被完全浸渗,说明整个复合材料都浸渗良好。复合材料中, Al-10Mg 铝合金与 SiC 框架形成了互穿网络结构,即两者在三维空间内分别是连续的。



(a) 浸渗温度为 910 °C



(b) 浸渗温度为 930 °C



(c) 浸渗温度为 950 °C

图 4 不同浸渗温度下互穿网络 SiC/Al-10Mg 复合材料纵截面形貌

Fig.4 Longitudinal section morphology of interpenetrating network SiC/Al-10Mg composites

互穿网络结构 SiC/Al-10Mg 复合材料中,除图 4 中挤出丝相交位置外,其余大部分位置是铝合金包围

SiC 挤出丝的结构形式,在这些位置任意选取挤出丝与铝合金的界面附近微观组织见图 5。可见铝合金和 SiC 挤出丝界面结合良好,并形成了一定厚度的反应层,反应层内为 SiC/Al 合金复合组织。Al-10Mg 合金在 SiC 挤出丝内颗粒间微孔内也形成了较完全的浸渗,只有少量的微孔。因此在互穿网络复合材料中,图 4 中深色的框架从微观尺度上实际上也是 SiC/Al 复合材料,这个复合材料网络框架和浅色的铝合金形成互穿,因此复合材料为层级结构互穿网络复合材料。

另外从图 5 还可以看出, SiC 预制体网络中每根挤出丝在无压浸渗后,形成了“壳-芯”结构:在与铝合金相邻的界面附近,形成了一层厚 10~30 μm 的反应层,壳层组织较为均匀;壳层之内是较明显的 SiC/Al-10Mg 合金复合材料, SiC 颗粒保持预制体中的形态,铝合金浸渗入 SiC 颗粒间隙中,组织中 SiC 颗粒的不均匀分布是冷冻干燥过程中膏体中水分冷冻形成的冰晶导致的。随着浸渗温度提高,壳层的厚度越大,说明壳层是熔体与 SiC 反应形成的,浸渗温度的提高促进了反应发生。浸渗温度为 910 ℃ 时反应程度较低,反应层无明显的分层区域,而浸渗温度为 930 ℃ 和 950 ℃ 的反应层可观察到明显的分层区域。相比于 930 ℃ 时的壳层,950 ℃ 时壳层厚度大大增加且更疏松。

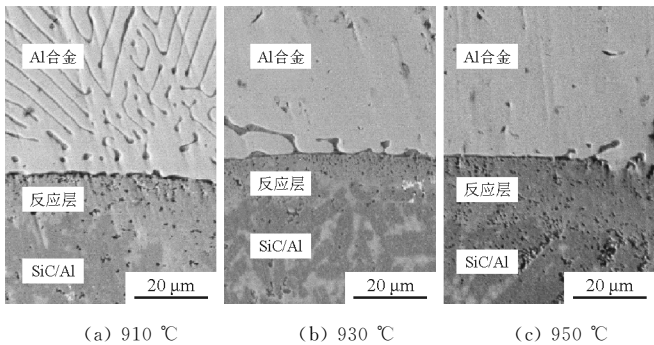


图 5 不同浸渗温度下复合材料在 SiC/Al 界面附近的微观组织
Fig.5 Microstructure of the composite near the SiC/Al interface at different impregnation temperatures

因此,互穿网络 SiC/Al-10Mg 复合材料的微观组织可以分为 3 个部分:由预制体网络框架内填充的铝合金熔体凝固后形成的铝合金部分;由铝合金熔体与 SiC 挤出丝外层反应形成的复合壳层;由铝合金熔体在挤出丝内的 SiC 颗粒间浸渗形成的 SiC/Al 复合内芯。

图 6~图 8 分别为 910、930、950 ℃ 下的 SiC/Al 复合材料微观组织的电子探针面扫描结果。可以看出,合金主要由 Al 元素组成,其中鱼骨状第二相主要是 Mg 元素和 Si 元素, N 元素主要分布在合金内,但基本没有 O 元素;复合壳层的组成元素主要是 Mg、Si、Al 和 C,其中, Si 元素和 Mg 元素是 3 个部分中含量最多的, Al

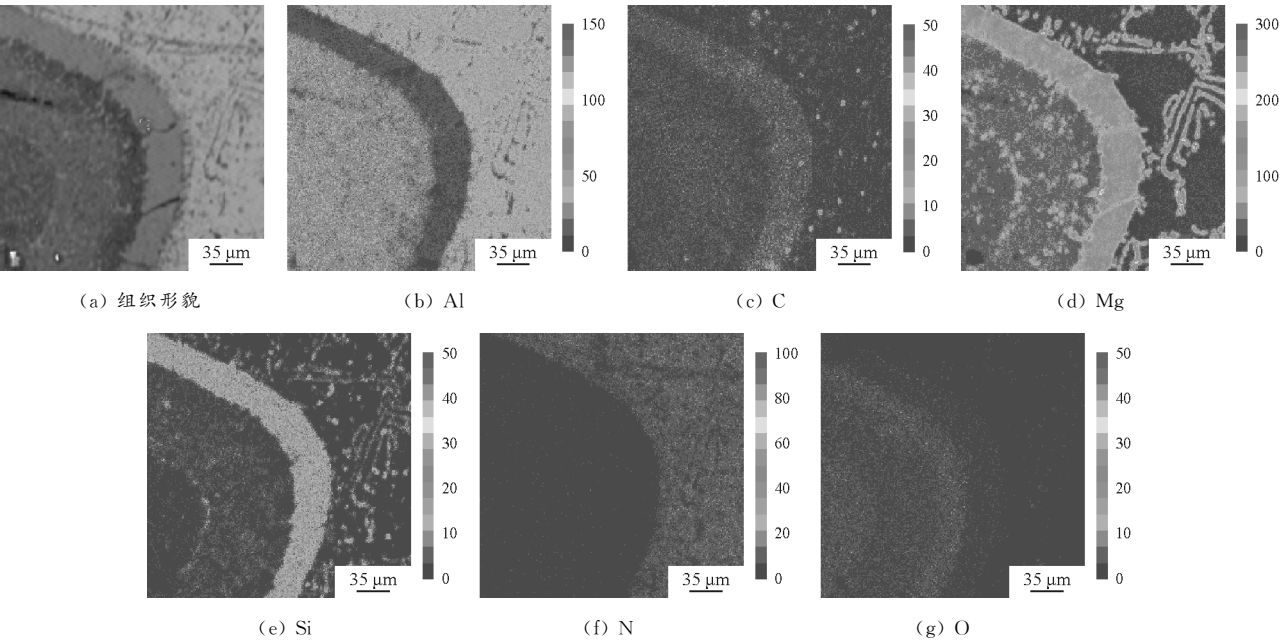


图 6 浸渗温度为 910 ℃ 下 SiC/Al 复合材料 SEM 形貌及电子探针面扫描

Fig.6 SEM morphologies and EPMA surface scanning of SiC/Al composites at impregnation temperature of 910 ℃

元素最少;复合内芯主要是 Mg、Si、Al 和 C 元素,分布比较均衡。

图 9 为 SiC/Al 复合材料的 XRD 图谱。可以看出, 3 个部分的组织为:合金部分由铝合金和 Mg₂Si 第二相组成;复合壳层由 Mg₂Si、MgAl₂O₄ 和少量 SiC、Al 合

金组成;复合内芯主要由 SiC 和铝合金组成,有少量的 Mg₂Si。在复合材料组织中,还有一些 Si 相在铝合金的凝固结晶过程中形成。根据成分和物相分析,未发现 Al₄C₃ 相的存在,因此在复合材料制备过程中无有害相 Al₄C₃ 生成或者生成量极小。

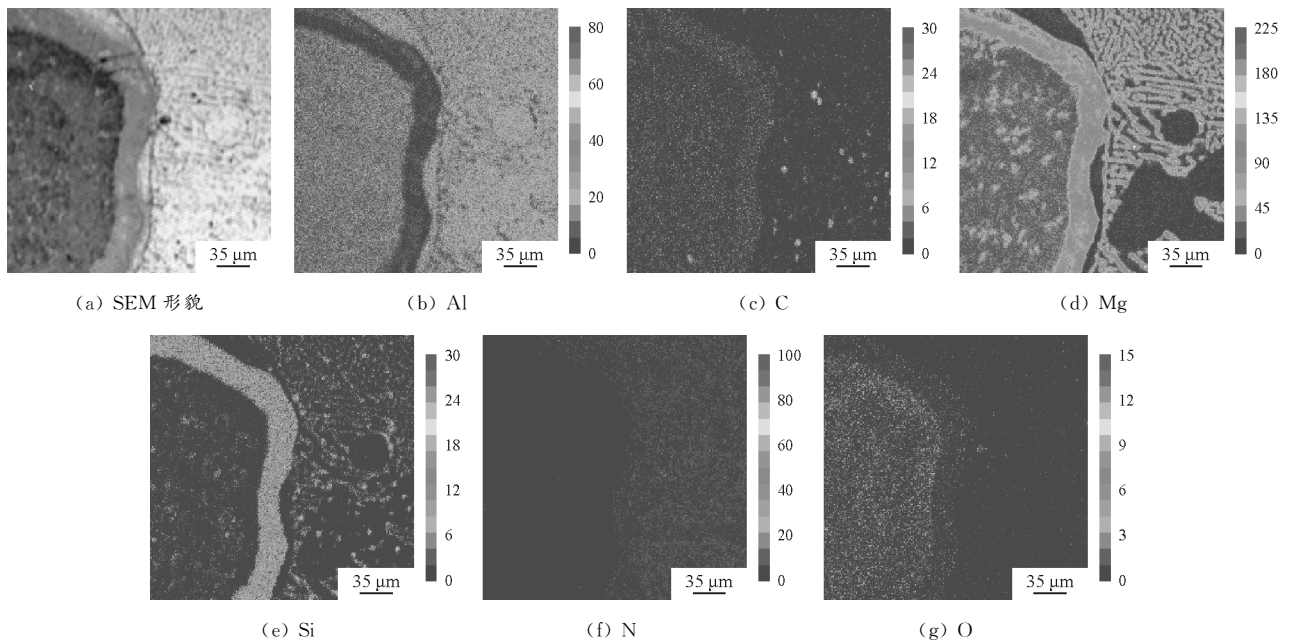


图 7 浸渗温度 930 °C 下 SiC/Al 复合材料 SEM 形貌及电子探针面扫描

Fig.7 SEM morphologies and EPMA surface scanning of SiC/Al composites at impregnation temperature of 930 °C

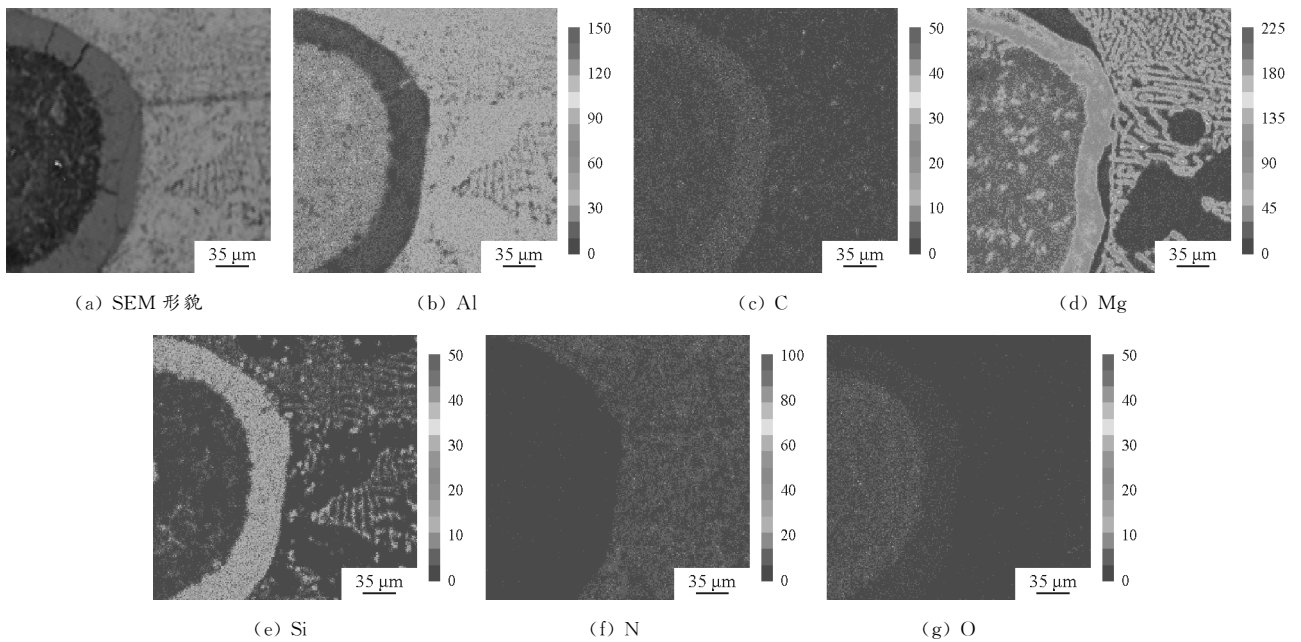


图 8 浸渗温度 950 °C 下 SiC/Al 复合材料 SEM 形貌及电子探针面扫描

Fig.8 SEM morphologies and EPMA surface scanning of SiC/Al composites at impregnation temperature of 950 °C

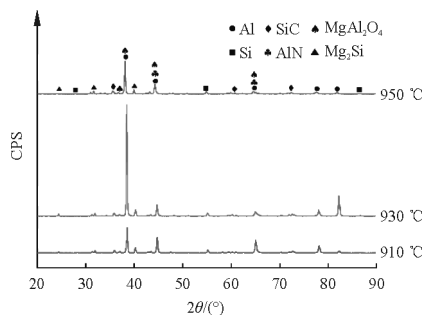


图 9 不同浸渗温度下 SiC/Al 复合材料的 XRD 图谱

Fig.9 XRD patterns of SiC/Al composites at different impregnation temperatures

2.3 SiC/Al-10Mg 复合材料的力学性能

SiC/Al-10Mg 复合材料的抗压强度和硬度测试结果见表 2。可以看出,浸渗温度为 930 °C 的复合材料性能较好,抗压强度为 425 MPa,硬度(HV)为 557。表 3 为其他工艺所制备的 SiC/Al 复合材料性能。对比可知,在 SiC 含量为 32% 时 SiC/Al 复合材料的力学性能明显高于粉末冶金和搅拌铸造制备的复合材料,接近无压浸渗和真空浸渗下制备的复合材料性能(SiC 体积分数高于 50%),因此 3D 打印的 SiC 预制体网络框架对复合材料增强作用明显。

表 2 SiC/Al-10Mg 复合材料的力学性能

Tab.2 Mechanical properties of SiC/Al-10Mg composites		
浸渗温度/℃	硬度(HV)	抗压强度/MPa
910	457	376
930	557	425
950	352	300

表 3 与其他工艺制备 SiC/Al 复合材料的性能对比

Tab.3 Comparison of properties of SiC/Al composites with that prepared by other processes					
制备工艺	材料体系	$\varphi(\text{SiC})/\%$	抗压强度/MPa	硬度	文献来源
3D 打印	SiC/Al-10Mg	32	425.0	557.0(HV)	—
粉末冶金	SiC _p /Al	33	182.4	284.0(HB)	[15]
搅拌铸造	SiC/ZL108	20	373.0	124.6(HB)	[16]
无压浸渗	SiC _p /Al-7Si	56	502.0	66.0(HRA)	[17]
压力浸渗	SiC _p /6061Al	50	519.83	154.9(HB)	[18]

当浸渗温度从 910 ℃ 提高到 930 ℃ 时,复合材料的抗压强度和硬度(HV)分别提高了 13.0% 和 21.9%,当浸渗温度继续提高到 950 ℃ 时,抗压强度和硬度大幅下降,分别降低了 29.4% 和 36.8%。这是浸渗温度对 SiC/Al 合金界面反应的影响造成的。在 910 ℃ 下虽然试样浸渗完全,但是 SiC 颗粒和 Al 熔体界面反应还不够充分,壳层的发展程度还不完全,凝固后的组织致密度也较低,而且熔体前沿是逐渐推进的,试样底部和顶部的组织不够均匀。当浸渗温度提高到 930 ℃ 时,试样不同部位的界面反应比较充分,凝固后组织中微孔较少,致密度高,形成了更均匀的组织,而且复合壳层与铝合金部分及复合内芯部分结合良好。当温度提高到 950 ℃,复合材料体系的反应过度,更厚的壳层增加了脆性,更高的过热温度也导致铝合金凝固组织粗大,形成了更多的微孔,使得复合材料的性能明显降低。对试样的体积密度进行了测量,浸渗温度为 910、930 和 950 ℃ 的试样,密度分别为 2.902、2.904 和 2.900 g/cm³,可见在 930 ℃ 下制备的复合材料致密度最高,也反映出内部微孔较少,有利于性能的提高。

图 10 为不同浸渗温度下复合材料试样的压缩断口形貌。可以看出,复合材料基本是以韧性撕裂为主,并有少量脆性断裂。基本未见 SiC 挤出丝或者 SiC 颗粒,说明复合材料中不同部分之间的结合以及 SiC/Al 合金的界面结合良好,在压缩过程中复合材料主要发生塑性应变,在屈服极限下发生韧性断裂。在压缩过程中,裂纹主要在合金部分的第二相、复合壳层或者复合内芯中的微孔、SiC/Al 合金界面处萌生。在裂纹发展过程中,可能会遇到复合壳层中的混合反应产物、SiC 颗粒、Mg₂Si 相等,在破坏或者绕开时消耗能量,从而阻碍了裂纹的延展并提高了材料的性能。从图 10 可以看出,在 930 ℃ 浸渗的试样中存在更少的微孔,在 950 ℃ 浸渗的试样中不仅微孔多,而且由于反应过度,形成更多脆

性化合物,最终导致了更多的脆性断裂。

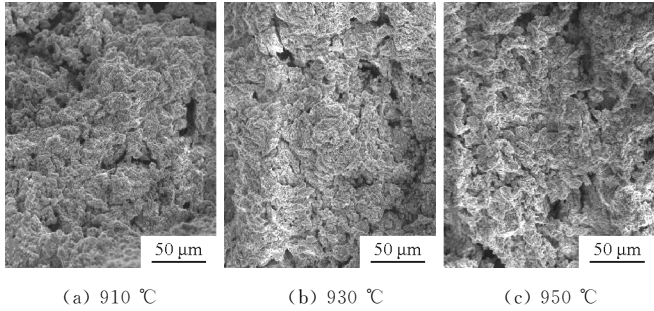


图 10 不同浸渗温度下 SiC/Al-10Mg 复合材料的断口形貌
Fig.10 Fracture morphologies of SiC/Al-10Mg composites at different impregnation temperatures

2.4 SiC/Al-10Mg 复合材料的摩擦性能

图 11 为 SiC/Al-10Mg 复合材料的摩擦性能。可以发现,在前 100 s,少量微凸体与摩擦副表面摩擦接触过程中相互作用很不稳定,实际接触面积较小,接触应力大,这个过程中摩擦因数波动较大。随摩擦过程的进行以及前期的磨合,接触面积逐渐增大,相互作用达到稳定,摩擦因数变化较小(≤ 0.1),材料进入稳定滑动阶段^[19],说明复合材料具有良好的耐磨稳定性。3 种试样的摩擦因数曲线基本相同,约为 0.2。在 930 ℃ 浸渗的试样,摩擦过程中摩擦因数比较稳定,波动最小,摩擦因数波动最大的为 950 ℃ 下浸渗的试样。

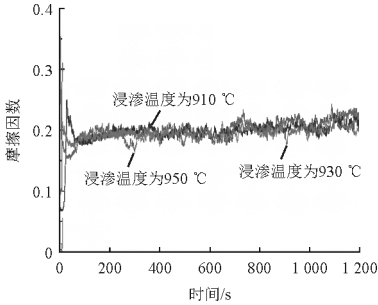


图 11 SiC/Al-10Mg 复合材料的摩擦因数
Fig.11 Friction coefficient of SiC/Al-10Mg composites

计算了复合材料的磨损体积并对其磨痕进行微观分析。浸渗温度为 910、930 和 950 ℃ 时试样磨损率分别为 4.13×10^{-7} 、 3.37×10^{-7} 和 5.03×10^{-7} cm³/(N · m),在 930 ℃ 下浸渗的复合材料磨损率最小。图 12 为不同浸渗温度下 SiC/Al-10Mg 复合材料的磨痕形貌。可以看出,复合材料的磨损表面显示出细微的划痕和分层特征,显示出该材料存在轻微的磨粒磨损和严重的粘着磨损^[20]。复合壳层和复合内芯相比于铝合金部分脆性较高,容易发生破坏而形成碎片剥落,因此在 SiC 复合材料区域出现了一些凹坑。浸渗温度为 910 ℃ 时,虽然磨损面看起来比较平整,但是磨痕深度最大差值为 227 μm,说明磨损不均匀,这可能是前述分析中组织不均匀造成的;浸渗温度为 930 ℃ 的试样,磨痕深度最大

差值为 $156\text{ }\mu\text{m}$,犁沟深度较均匀,出现一些剥落凹坑,反映出组织中有更多的脆性反应产物;浸渗温度为 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的试样,磨痕深度最大差值增大到 $185\text{ }\mu\text{m}$,且出现较多剥落凹坑,造成材料大量磨损,说明组织中大量脆性反应产物在摩擦时造成材料破坏,此时磨损量最大。

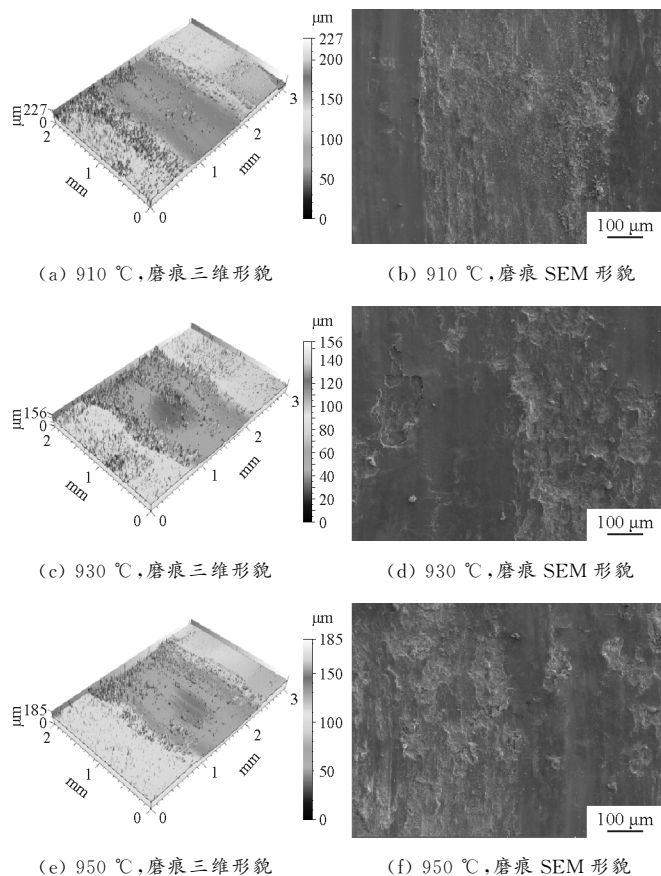


图 12 不同浸渗温度下 SiC/Al-10Mg 复合材料的磨痕
Fig.12 Wear scar of SiC/Al-10Mg composites at different impregnation temperatures

3 结 论

(1)在 $910\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 内,Al-10Mg 合金可以完全浸渗 3D 打印 SiC 预制体的层级网络结构,制备的复合材料微观组织由互穿的铝合金和“壳-芯”结构网络框架构成。

(2)SiC/Al-10Mg 复合材料的物相组成除 SiC 和铝合金外,还有 Mg_2Si 、 MgAl_2O_4 和 Si 相等生成。

(3)浸渗温度的提高促进了反应的发生和组织的均匀,但是浸渗温度提高到 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,复合材料框架的壳层厚度较大,孔隙率过高,导致材料的力学性能和摩擦性能迅速降低。当浸渗温度为 $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, SiC/Al-Mg 复合材料综合性能最佳,抗压强度和硬度(HV)达到 425 MPa 和 557 ,磨损率为 $3.37\times 10^{-7}\text{ cm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。

参 考 文 献

[1] HWA L C, RAJOO S, NOOR A M, et al. Recent advances in 3D

printing of porous ceramics: A review[J]. Current Opinion in Solid State & Materials Science, 2017, 21(6): 323-347.

[2] ZHU J B, WANG F C, WANG Y W, et al. Interfacial structure and stability of a co-continuous SiC/Al composite prepared by vacuum-pressure infiltration[J]. Ceramics International, 2017, 43(8): 6 563-6 570.

[3] 修子扬, 张强, 王子鸣, 等. 电子封装用 SiC_p/6063 复合材料的制备与性能研究[J]. 精密成形工程, 2018, 10(1): 91-96.

[4] 路建宁, 杨昭, 王娟, 等. 3D 打印制备 SiC 预制体增强铝基复合材料的微观组织[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(9): 966-970.

[5] LI S, XIONG D, LIU M, et al. Thermophysical properties of SiC/Al composites with three dimensional interpenetrating network structure[J]. Ceramics International, 2014, 40(5): 7 539-7 544.

[6] 张恒. 碳化硅陶瓷及其复合材料的 3D 打印与微结构设计[D]. 上海: 上海大学, 2019.

[7] ZHANG Z J, SHI Z Q, YANG B G, et al. Preparation and anisotropic thermophysical properties of SiC honeycomb/Al-Mg-Si composite via spontaneous infiltration[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2019, 29(2): 177-183.

[8] WANG D M, ZHENG Z X, LV J, et al. Interface design in 3D-SiC/Al-Si-Mg interpenetrating composite fabricated by pressureless infiltration[J]. Ceramics International, 2018, 44(11): 11 956-11 965.

[9] SRINIVASAS R B, JAYARAM V. Pressureless infiltration of Al-Mg based alloys into Al₂O₃ preforms: Mechanisms and phenomenology[J]. Acta Mater., 2001, 49(13): 2 373-2 385.

[10] REN S B, SHEN X Y, QU X H, et al. Effect of Mg and Si on infiltration behavior of Al alloys pressureless infiltration into porous SiC_p preforms[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2011, 18(6): 703-708.

[11] 徐斌. 无压浸渗法制备 SiC 颗粒增强铝基复合材料[D]. 长春: 吉林大学, 2006.

[12] RODRÍGUEZ-REYES M, PECH-CANUL M I, RENDÓN-ANGELES J C, et al. Limiting the development of Al₄C₃ to prevent degradation of Al/SiC_p composites processed by pressureless infiltration[J]. Composites Science and Technology, 2005, 66(7-8): 1 056-1 062.

[13] 赵敬忠, 高积强, 金志浩. 三维碳化硅结构增强铝基复合材料的制备[J]. 兵器材料科学与工程, 2004(6): 11-14.

[14] 赵卫星. SiC 预处理对 SiC_p/2014Al 复合材料组织与拉伸性能的影响[D]. 长春: 吉林大学, 2015.

[15] 季向明. SiC_p/Al 复合材料的制备工艺及性能研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2012.

[16] 郝世明, 毛建伟, 谢敬佩, 等. 陶瓷颗粒增强 SiC_p/Al 铝基复合材料制备和性能研究[J]. 铸造, 2017, 66(4): 332-336.

[17] 吴米贵, 刘君武, 蒋会宾. 无压浸渗制备 SiC_p/Al 复合材料的力学性能研究[J]. 粉末冶金工业, 2014, 24(2): 24-28.

[18] 温冬宝, 朱德智, 詹泉泉, 等. 中低体积分 SiC_p 增强铝基复合材料的性能研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(6): 667-672.

[19] 张长, 吴震, 王金辉. SiC_p/Al 基复合材料的摩擦磨损性能[J]. 热加工工艺, 2015, 44(18): 107-110.

[20] ZHANG Z J, WEI Z L, LI Z Y, et al. SiC honeycomb reinforced Al matrix composite with improved tribological performance[J]. Ceramics International, 2021, 47(16): 23 376-23 385.

(编辑: 刘卫)