

DOI: 10.3901/JME.260120

激光粉末床熔融 B_4Cp/Al 复合材料的性能研究

韩新宇^{1,2} 刘峻嵩³ 石 岩^{1,2}

(1. 长春理工大学机电工程学院 长春 130022;

2. 科技部光学国际科技合作基地 长春 130022;

3. 安庆师范大学电子工程与智能制造学院 安庆 246133)

摘要: 为了解决 B_4Cp/Al 复合材料制备过程中出现的颗粒团聚、致密性差以及剧烈的界面反应导致大量粗大的针状相的问题, 采用激光粉末床熔融技术制备了 B_4Cp/Al 复合材料, 研究连续/脉冲激光模式对 B_4Cp/Al 复合材料微观组织及力学性能的影响。结果表明: 随能量密度的增大, B_4Cp/Al 复合材料的致密性先增大后减小, 在能量密度为 38 J/mm^3 时达到最大为 99.43%。在相同能量密度下, 连续激光制备过程中 B_4C 易与 Al 基体发生界面反应, 形成界面产物 Al_3BC 、 Al_4C_3 脆性相, 导致界面结合性能降低, 脉冲激光的周期性作用可以有效抑制界面反应并促进 B_4C 颗粒的均匀分散, 在试样中并没有发现脆性相 Al_4C_3 的生成, 但试样中的缺陷明显更多。连续/脉冲激光试样的抗拉强度分别达到了 433.42 MPa 和 420.69 MPa, 二者的断裂方式均为脆性断裂。采用数值分析方法分析了 LPBF 过程中熔池形貌与温度变化。

关键词: 激光粉末床熔融; 脉冲激光; B_4Cp/Al 复合材料; 致密化; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG156

Properties of B_4Cp/Al Composites Prepared by Laser Powder Bed Fusion

HAN Xinyu^{1,2} LIU Junsong³ SHI Yan^{1,2}

(1. College of Electromechanical Engineering,

Changchun University of Science and Technology, Changchun 130022;

2. Optical International Science and Technology Cooperation Base,

Ministry of Science and Technology, Changchun 130022;

3. School of Electronic Engineering and Intelligent Manufacturing,

Anqing Normal University, Anqing 246133)

Abstract: In order to solve the problems of particle agglomeration, poor densification and violent interfacial reaction leading to a large number of coarse needle-like phases during the preparation of B_4Cp/Al composites. B_4Cp/Al composites were prepared by laser powder bed melting technology. The effects of continuous/pulsed laser mode on the microstructure and mechanical properties of B_4Cp/Al composites were studied. The results show that with the increase of energy density, the density of B_4Cp/Al composites increases first and then decreases, and reaches the maximum of 99.43% when the energy density is 38 J/mm^3 . At the same energy density, B_4C is prone to interfacial reaction with Al matrix during continuous laser preparation, forming interfacial products Al_3BC and Al_4C_3 brittle phases, which leads to the decrease of interfacial bonding properties, the periodic action of the pulsed laser can effectively inhibit the interfacial reaction and promote the homogeneous dispersion of the B_4C particles, and the generation of the brittle phase Al_4C_3 is not found in the specimens, but the defects in the specimens were obviously more. The tensile strength of the continuous/pulsed laser specimens reach 433.42 MPa and 420.69 MPa, respectively, and the fracture mode of both is brittle fracture. Numerical analysis is used to analyze the melt pool morphology and temperature changes during LPBF.

Key words: laser powder bed fusion; pulsed laser; B_4Cp/Al composites; densification; microstructure; mechanical property

20250215 收到初稿, 20250830 收到修改稿

0 前言

B₄Cp/Al 复合材料因其比强度高、比刚度、耐磨等特点,在航空航天、电子封装、军工领域具有重要应用价值。但由于 B₄C 与 Al 湿润性差,导致颗粒团聚,同时高温下 B₄C 与 Al 液容易反应生成 Al₄C₃ 等有害界面物,严重影响了 B₄Cp/Al 复合材料的力学性能。激光粉末床熔融技术(Laser powder bed fusion, LPBF)是一种新型激光增材制造(Laser additive manufacturing, LAM)技术,通过高能量密度的激光束使金属粉末有选择性地被逐层熔化,从而实现材料的三维复杂成形^[1-4]。LPBF 瞬时强对流小尺寸熔池快速熔化和凝固过程,有望避免传统制造方法遇到的颗粒润湿性差导致的团聚以及 Al 液接触时间长、发生剧烈的界面反应等问题^[5-6]。

激光粉末床熔融技术已在 SiCp/Al、TiB₂/Al 等复合材料中得到了应用^[7-9],解决了因增强颗粒润湿性差而导致颗粒团聚和分布不均,并缩短了颗粒与 Al 液的接触反应时间,有望减少界面反应,还可实现任何复杂形状复合材料零件的近净成形^[10-11]。XUE 等^[12]分析了激光工艺参数对 LPBF 制备的 SiCp/AlSi10Mg 复合材料致密性、微观组织和力学性能的影响。在最好的参数下,复合材料的致密度可以达到 97.7%。基体中的 SiC 颗粒分布均匀,在高能激光的作用下与基体发生了界面反应,生成了面状颗粒 Si 和一些针状相 Al₄SiC₄。文献[13]研究了激光粉末床熔融制备的 SiCp/Al 复合材料中的各种缺陷的形成原因,最终确定了致密性最好的 SiCp/Al 复合材料工艺范围。目前关于 B₄Cp/Al 复合材料激光粉末床熔融制备的研究较少,针对其微观组织及力学性能的研究更是鲜有报道。

激光的功率随着时间变化以脉冲形式输出的工作方式被叫作脉冲模式^[14]。与连续激光相比,脉冲激光具有不同温度场分布特征^[15-16]。WANG 等^[17]发现增材制造构件极易受到激光模式的影响,在连续模式下,沿激光扫描方向产生的残余应力在构件内部体现为拉应力,在构件周边体现为压应力;但在脉冲模式下构件的残余应力呈现为压应力和拉应力交替作用。GUO 等^[18]对连续和脉冲模式下 LPBF 沉积 IN 738LC 合金进行研究,分析出脉冲激光可以细化晶粒,抑制沉积试样中的裂纹产生。DEMIR 等^[19]把连续和脉冲激光模式结合使用,薄区采用脉冲方式,减少了薄区的热积累,使其与厚区采用连续激光所得到的熔池形貌达到一致。通过以上研究

可知,适当调整脉冲参数,可获得优于连续激光制备的构件,脉冲激光对零件微观结构及机械性能的调控具有更大的优势。

本文采用激光粉末床熔融制备 B₄Cp/Al 复合材料,研究能量密度对 B₄Cp/Al 复合材料致密性和宏观形貌的影响,并着重对比分析了相同能量密度下连续、脉冲两种激光模式对 B₄Cp/Al 复合材料微观组织和力学性能的影响,并用数值分析方法分析了两种激光模式下熔池形貌与温度的变化,为 B₄Cp/Al 复合材料的高性能制备提供了理论参考。

1 材料与方法

1.1 试验材料

为了防止粉末在混合过程中变形和破碎,采用低能行星磨技术制备 B₄Cp-AlSi10Mg 混合粉末。以气雾化的 AlSi10Mg 合金粉末和多角形 B₄C 颗粒作为原料。AlSi10Mg 合金粉末的形貌为球形,粒径在 15~53 μm, D50 值为 36.4 μm。AlSi10Mg 合金粉末及其标准的化学成分列于表 1 中。

表 1 AlSi10Mg 合金粉末及其标准的化学成分(质量分数) %

元素	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Al
标准量	9.0~11.0	0.2~0.45	0.4~0.8	0.45	0.05	余量
粉末	9.94	0.33	0.059	<0.01	<0.01	余量

B₄C 颗粒具有尖锐的棱角,平均粒径为 10 μm。由于潮湿的粉末会导致其流动性差,因此在球磨前,将其在 120 ℃ 的真空干燥箱中预干燥 6 h。待冷却至室温后,采用 PMQM4 型全向行星磨,将 10wt.% B₄Cp-AlSi10Mg 复合粉末,以 1:1.5 的球料比,80 r/min 的转速,在真空中机械混合 30 h。如图 1 所示,混合后的 AlSi10Mg 合金粉末仍保持原始的球形形态,并且 B₄C 颗粒均匀地分散在 AlSi10Mg 合金粉末中,没有明显的团聚。随后,为了确保粉末的流动性,以及减少 LPBF 过程中氢气孔的形成,将复合粉末在真空干燥箱中再次干燥 8 h。

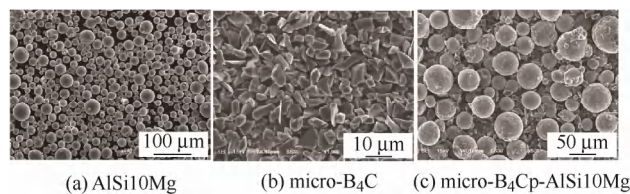


图 1 粉体形貌

1.2 LPBF 工艺

本研究采用的是配备了 500 W 的 Yb-光纤激光

器的 TruPrint 3000 设备(TRUMPF, 德国)。基板是由 6061Al 合金制造, 直径为 300 mm, 打印前预热至 200 °C。LPBF 工艺在氮气保护气氛中进行, 氧气浓度控制在 200×10^{-6} 以下。采用层间旋转 67° 的棋盘格扫描策略, 如文献[20]所示。设计了块状试样(19 mm×19 mm×7 mm)和板状试样(100 mm×19 mm×7 mm), 分别进行微观结构分析和力学性能测试。LPBF 成形工艺参数如表 2 所示。

能量密度 E 通常被用于评估粉末床的激光能量输入, 被定义为 $E=P/vht$, 脉冲激光的能量密度定义为 $E=PD/vht$ 。其中 P 为激光功率, v 为扫描速度, h 为扫描间距, t 为粉末层厚度, D 为占空比。试样用能量密度来命名, 并用 Cxx 表示连续激光, Pxx 表示脉冲激光。

表 2 LPBF 成形工艺参数

工艺参数	数值	数值(脉冲)
激光光斑直径/ μm	100	100
激光功率/W	275	500
扫描速度/(mm/s)	1 400, 2 200	2 000
扫描间距/ μm	110, 140	110
铺粉层厚/ μm	30	30
占空比(%)	100	50
频率/Hz		50 000

1.3 试样的表征与分析

根据金相检验的标准程序, 对块状试样的横截面进行研磨和抛光, 然后用 Keller 试剂进行腐蚀。采用 Archimedes 排水法测定试样的致密度。通过光学显微镜(Optical microscope, OM)和扫描电镜(Scanning electron microscope, SEM, JSM-6510F)及其配备的能谱仪(Energy dispersive spectrometer, EDS)分析 10wt.%B₄Cp-AlSi10Mg 复合材料的组织形貌特征和微区成分。使用 X 射线衍射仪进行物相分析, 管电压 40 kV, 管电流 40 mA。2 θ 衍射角的扫描范围为 20°~90°, 扫描速度为 2 °/min。按照图 2 所示的零件图, 用金属丝放电机对这些试样进行加工。在室温下使用电子万能试验机(Zwick-Roell), 以 0.5 mm/min 的拉伸速率进行拉伸试验。用扫描电镜对断口形貌进行表征。

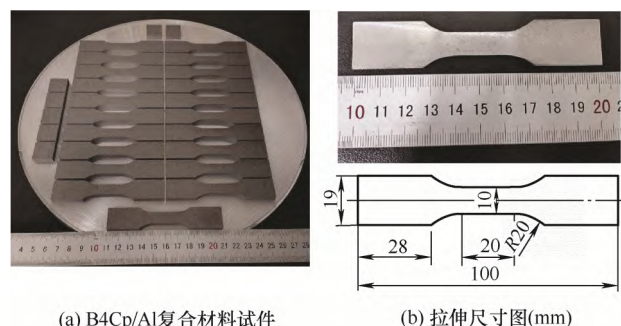


图 2 B₄Cp/Al 复合材料试件实物图

2 结果与讨论

2.1 能量密度对 B₄Cp/Al 复合材料宏观形貌的影响

图 3a~3d 分别展示了四种能量密度下试样的横截面的宏观形貌。可以看出, 在能量密度过低或者过高时, 试样中都有明显的缺陷产生。能量密度低时(图 3a), 试样中产生了一种具有较大尺寸且不规则形状的孔隙, 这种孔隙通常分布在相邻扫描轨迹之间, 被称作未熔合孔隙, 该缺陷是由于激光的能量输入不足导致的熔池的不稳定和球化效应造成的^[21]。当能量密度增加到一定程度时(图 3b), 试样中的未熔合缺陷的尺寸和数量都大大减少, 但还是存在一些小尺寸的缺陷。这是由于在铺粉过程中, 细小的 B₄C 颗粒倾向于分布在粉床底部, 导致它们极易在已打印层表面的凹坑中聚集。在这种情况下, 由于较少的铝熔体、较短的熔池存在时间和较弱的马兰戈尼对流, 这些团聚的颗粒在 LPBF 过程中无法被铝液完全浸润并重新排列, 从而导致其内部的 B₄C 颗粒与铝基体结合较差, 甚至没有结合。最后, 它们在随后的金相制备过程中从基体中脱落, 形成小尺寸的未熔孔隙。能量密度进一步增加时(图 3d), 熔池表面会聚集更多能量导致熔池温度上升, B₄C 与 Al 液的界面反应更加猛烈, B₄C 颗粒发生溶解, 导致颗粒周围的液相补缩不足, 从而形成孔洞。并且, 随着激光功率的增大, Mg 元素和 Al 元素的蒸发量增大, 蒸发形成的气体不能及时地从熔体中逸出, 这会导致更多的孔洞缺陷的形成^[22]。

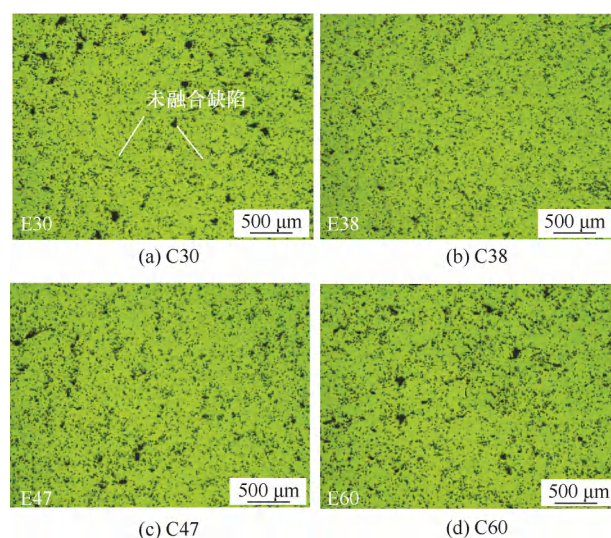


图 3 不同能量密度下 B₄Cp/Al 复合材料横截面的宏观形貌

图 4 为不同能量密度下 LPBF 制备 B₄Cp/Al 复合材料的致密度变化的柱形图。结果表明, 随着能量密度的升高, B₄Cp/Al 复合材料的致密度呈先增大后

减小的趋势,在 38 m³ 时,其致密度最高可达 99.43%。这主要是因为随着能量密度的逐渐增大,熔池温度上升,粉末充分熔化、熔液黏度低、流动快、孔洞缺陷被快速填充^[22],从而提高了试样的致密度。然而,随着能量密度的不断提高,B₄Cp/Al 复合材料的界面反应也越来越剧烈,B₄C 颗粒的烧损量显著增加,孔洞缺陷自然也会增多,试件的致密度随之减小。

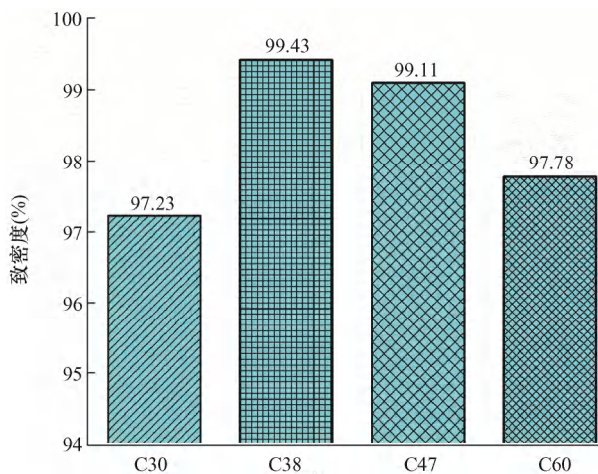


图 4 B₄Cp/Al 复合材料的致密度随能量密度变化的柱形图

2.2 B₄Cp/Al 复合材料的微观组织分析

通过对不同能量密度的 B₄Cp/Al 复合材料的宏观形貌与致密性分析可以得出,在能量密度为 38 J/mm³ 时,复合材料的性能更好。因此,采用脉冲激光模式制备了同等能量密度下(38 J/mm³)的 B₄Cp/Al 复合材料,对 C38、P38 这两个试样进行了物相分析。

图 5 为 B₄Cp/Al 复合材料的 X 射线衍射分析结果。可知,连续激光下(CW),该复合材料的相组成为 α-Al、Si、B₄C、Al₃BC、Al₄C₃。这说明在 LPBF 过程中,B₄C 颗粒与铝熔体发生了化学反应^[23],且多为多相复合组织。而在脉冲激光下(PW),复合材料中并未发现 Al₄C₃ 相的存在,这可能与脉冲激光的作用有关。另外,P38 试样的 Al(111)、Al(200)

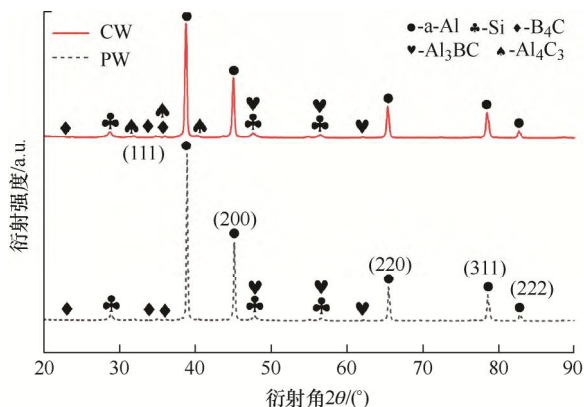


图 5 B₄Cp/Al 复合材料的 XRD 图

的峰值强度略高于 C38 试样,这可能与 Al 的相对含量变化有关。

图 6 为连续/脉冲两个试样在低倍数下的 SEM 图。由图 6a、6b 可以看出,在能量密度相同的情况下,P38 的内部存在更多的大尺寸的未熔合缺陷,这是由于脉冲激光的热输入更小所造成的;由图 6c、6d 可以看出,试样 C38 中 B₄C 颗粒数量明显减少,且大部分 B₄C 颗粒因尖角溶解而使其棱角发生钝化;而试样 P38 中的 B₄C 颗粒保留的更多,颗粒多为原有的多棱角形状,其在基体中的分布更均匀一些。这是由于相比于连续激光,脉冲激光使熔池发生周期性冷却和凝固,降低基体温度,提高了冷却速率^[24],增强了对熔池的扰动,B₄C 与 Al 只发生了轻微的界面反应。

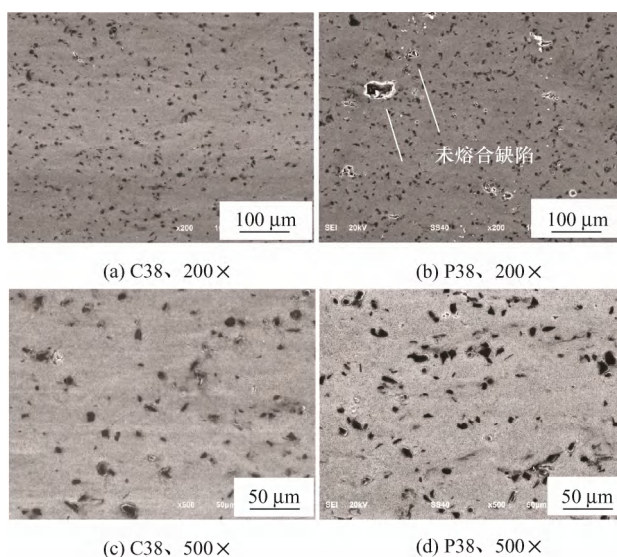


图 6 B₄Cp/Al 复合材料的低倍 SEM 图像

图 7 为放大 200 倍时 B₄C 颗粒尺寸和数量的量化结果。可以看出,试样 P38 保留的 B₄C 颗粒更多,有 225 个颗粒,相比之下,C38 试样中 B₄C 颗粒的数量和尺寸略有减少,其尺寸分布主要在 0~14 μm 范围内。

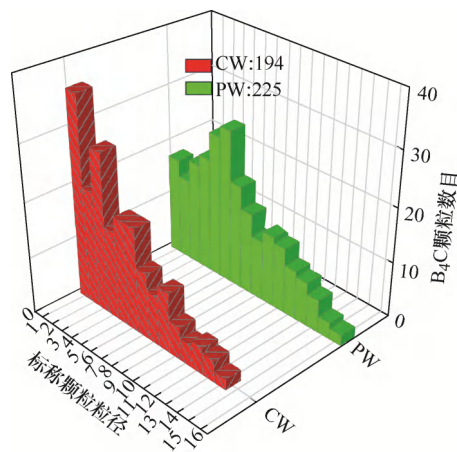


图 7 放大 200 倍时 B₄C 颗粒尺寸和数量的量化结果

图 8 为连续/脉冲试样高倍 SEM 形貌图, 可以看出 B_4Cp/Al 复合材料的典型微观组织主要由深灰色的初生 $\alpha-Al$ 基体和亮灰色的共晶 Si 相组成^[25], $\alpha-Al$ 基体以等轴晶为主。进一步观察发现, 在 C38 的共晶区, 出现了少量纳米尺度的针状相, 图 8b 是图 8a 中红色划线区域的放大图, 可以清晰看到针状相的尺寸和分布情况。

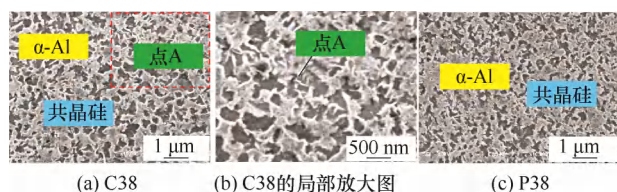


图 8 B_4Cp/Al 复合材料的高倍 SEM 图像

通过对试样 C38 中的点 A 进行点扫分析, 得到了点 A 处各元素的含量, 见表 3。此处的组织为铝和碳的中间产物, 该产物中的原子比 $Al:C$ 为 1.09:1, 再结合图 5 中的 XRD 分析可以推断出该产物为 Al_4C_3 。 Al_4C_3 是一种脆性相, 在潮湿的环境中易水解, 从而破坏界面, 恶化性能, 因此在复合材料制备中 Al_4C_3 是尽量避免的反应产物^[26]。

表 3 点 A 处各元素的含量 %

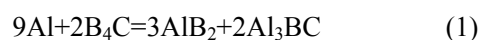
成分	质量分数	原子分数
C	25.94	44.15
Mg	0.22	0.19
Al	63.92	48.44
Si	9.91	7.22
总计	100.00	100.00

试样 P38 中 $\alpha-Al$ 基体和共晶组织分布得更加均匀, 在图 8c 中, 并未发现针状相的存在, 结合图 6b 可以分析出在脉冲激光作用下, B_4C 颗粒与铝基体间只是发生了轻微的界面反应所导致的, 脉冲激光可以使激光增材过程中热源、熔池温度和熔池运动呈周期性变化, 从而减少了热输入, 增强了熔池的扰动^[27], 提高了熔池的流动性, 并促进了 B_4C 颗粒均匀分散。此外, 还可以发现 C38 中 $\alpha-Al$ 晶粒尺寸要比 P38 中的 $\alpha-Al$ 粗大, 这与 LPBF 成形过程的冷却速度($G \times R$)有关, 相比于脉冲激光, 连续激光的冷却速度更慢。众所周知, 冷却速率越低, 晶粒粗化时间越充分, 晶粒越粗大^[28]。

为了更好地观察界面反应产物, 在 B_4C 颗粒处拍摄了高倍 SEM 图, 从图 9a 中可以清晰地看出试样 C38 的颗粒溶解更为剧烈, 在颗粒周围存在大量的界面反应物, 红色方框内的针状相经过之前的分

析可知为 Al_4C_3 。图 9b 中的 B_4C 颗粒几乎保留了原有的形貌, 在其周围发现了一些白色物相(黄色圆圈标出), 该物相在 C38 试样中也可以看到。基于 $Al-B-C$ 三元相图^[29]得知, B_4Cp/Al 复合材料中存在的反应产物有: Al_4C_3 、 AlB_2 、 Al_3BC 、 $Al_3B_{48}C_2$ 、 AlB_{12} 。由相关文献报道^[22, 30] B_4C 与 Al 液主要发生以下反应

$$993 \sim 1\,141\,K$$



$$1\,141 \sim 2\,000\,K$$



由公式并结合之前的 XRD 分析可以推断出该白色物相可能为 Al_3BC 。界面处的 Al_4C_3 会使材料的性能恶化, 它会导致材料体积膨胀, 增大内部应力, 影响材料的力学性能。

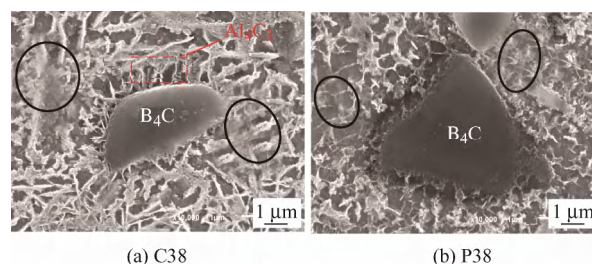


图 9 B_4C 颗粒处的高倍 SEM 图像

2.3 B_4C/Al 复合材料的力学性能分析

图 10 为 B_4Cp/Al 复合材料的抗拉强度的柱形图。由图可以看出在相同能量密度下, 试样 C38 和 P38 的抗拉强度分别为 433.42 MPa 和 420.69 MPa。经过之前的分析可以得知, 相比于连续激光, 脉冲激光的周期性作用减少了能量的输入, 抑制了颗粒与基体间的界面反应, 在界面处只形成了少量的界面产物 Al_3BC , 并没有发现明显的脆性相 Al_4C_3 的存在, 这使得 P38 试样中的 B_4C 颗粒与基体形成良好的界面结合, 在拉伸过程中可以有效地把载荷传递到颗粒上。但由于试样 P38 中存在着大量的冶金缺陷, 这些缺陷会在拉伸过程中会成为局部裂纹源促进裂纹的传播与扩展, 并且会使样品的延展性降低、脆性增加, 这将严重影响材料的抗拉强度。另外, 因 B_4C 颗粒棱角比较分明, 在拉伸过程中在棱角处极易产生应力集中, 进而诱发微裂纹萌生和扩展, 甚至导致颗粒剥落, 这也可能是 P38 试样强度较 C38 试样强度有所降低的原因之一。值得一提的是, 与 LPBF 制造的纯 $AlSi10Mg$ 材料相比^[31], C38 和 P38 的抗拉强度分别提升了 42.6% 和 38.4%。

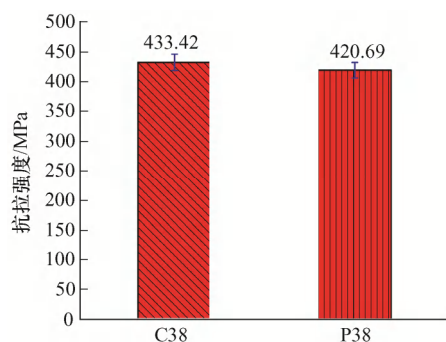
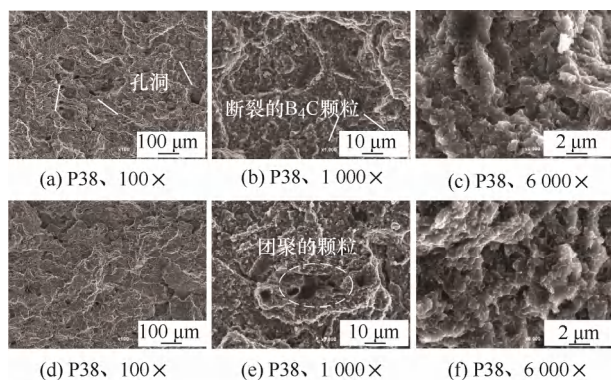
图 10 B₄Cp/Al 复合材料的抗拉强度图

图 11 为 LPBF 制备 B₄Cp/Al 复合材料的断口形貌。由图 11a 和 11d 可以看出, 两试样的断口表面都比较平整, 未表现出明显的河流花样, 试样 P38 的未熔合孔洞要比试样 C38 的多, 这将严重影响其致密度和力学性能。在图 11b 的断裂面上可以看到均匀分布的 B₄C 颗粒, 仔细观察可发现这些颗粒被破坏后形成了新鲜且平坦的断面, 并且没有发现明显的界面脱粘迹象, 这意味着 B₄C 颗粒在拉伸过程中有效地承受了载荷, 界面结合性能良好; 图 11e 中发现了一些团聚的 B₄C 颗粒, 这些颗粒由于与 Al 熔体的非充分润湿而无法与 Al 基体形成良好的冶金结合, 会导致界面结合强度下降; 在图 11c 和 11f 中可以观察到大量的小解理面, 且未发现韧窝的存在, 因此, 试样 P38 和 C38 的断裂方式为脆性断裂。

图 11 B₄Cp/Al 复合材料的断口形貌图

2.4 脉冲激光对 B₄Cp/Al 复合材料的影响机理

为了研究脉冲激光作用下熔池温度场的变化规律, 利用离散元方法和计算流体力学对熔池温度场进行模拟。在 EDEM 软件中建立基板和颗粒模型, 如图 12 所示。颗粒密度设置为 2 680 kg/m³, 泊松比设为 0.3, 剪切模量设为 1 MPa, 颗粒间恢复系数设为 0.5, 滑动摩擦因数为 0.5, 滚动摩擦因数为 0.01。

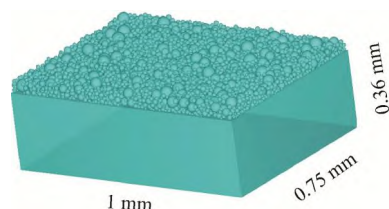


图 12 单层粉床模型

考虑到激光热源的能量分布为高斯分布, 且热传导和热对流是 LPBF 制造过程中热量传递的主要方式, 因此本文中的激光热源采用高斯热源。为验证模型的正确性, 通过 Flow-3D 软件对模型进行数值模拟计算。使用连续激光工艺参数(激光功率 275 W, 扫描速度 2 200 mm/s)进行热源校核, 与同参数下实际测量的熔道形貌进行对比, 发现两者基本一致, 如图 13 所示, 证明热源校核结果具有较高的准确性。

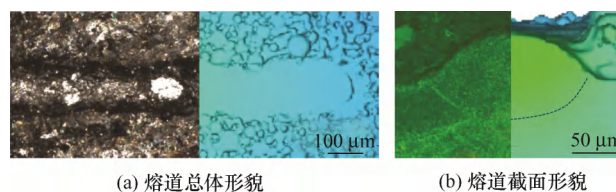


图 13 模拟与实测熔道形貌对比

图 14 展示的是不同时刻下熔池表面的温度场分布图, 连续激光熔池高温区随着时间的推移而不断增大, 直至 $t=0.31 \mu\text{s}$ 时开始稳定; 脉冲激光由于其峰值功率更大, 所以在相同时刻下相比连续激光, 熔池的温度更高, 在 $t=21 \mu\text{s}$ 时激光处于停止状态, 熔池的温度迅速下降, 在 $t=31 \mu\text{s}$ 时脉冲激光进入到下一个周期, 熔池温度再次上升。由于脉冲激光产生的高频周期波动, 使熔池温度在高温与低温间快速转变, 这增强了对熔池的扰动。

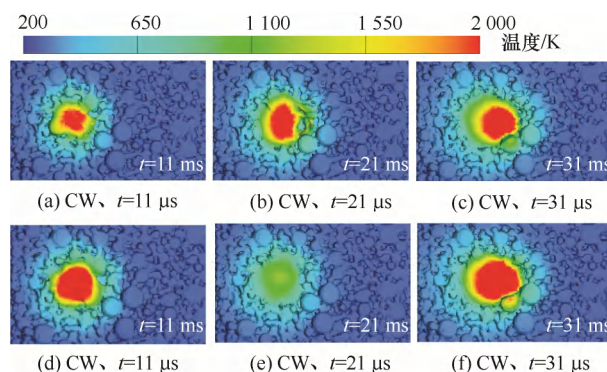


图 14 不同时刻下熔池表面温度场分布图

图 15 为熔池内部某监测点的热循环曲线图, 可以看出在相同的时间内, 脉冲激光的整体热输入更低。随着激光向监测点移动, 两种激光模式下该点

处的温度逐渐升高,而由于脉冲激光更大的功率,监测点被更迅速地加热至峰值温度 2 810 K。在连续激光达到峰值温度 2 335 K 之前,脉冲激光就已经进入到冷却阶段,并更早地降至固相线温度。通过对比两条曲线降温区间的斜率的大小可以看出脉冲激光具有更大的冷却速率。

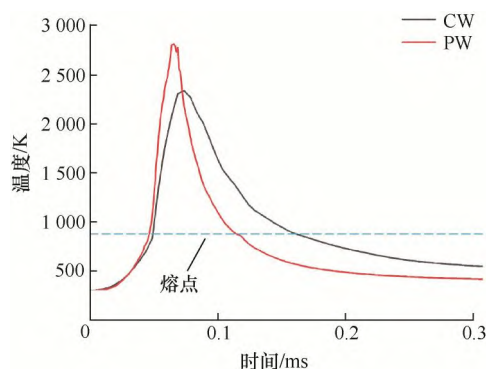


图 15 熔池内部某监测点的热循环曲线图

3 结论

(1) 连续激光模式下,能量密度对 B_4Cp/Al 复合材料缺陷的演化有显著影响。当能量密度过低时 ($30 J/mm^3$),试样中会出现大量未熔合缺陷。相反,当能量密度过高时,由于 B_4C 颗粒的烧损,会出现一些较大的孔洞缺陷。随着能量密度的增加, B_4Cp/Al 复合材料的致密度先增大后减小,在能量密度为 $38 J/mm^3$ 时达到最大 99.43%。

(2) 在相同能量密度下,连续试样的缺陷少于脉冲试样。脉冲激光增强了对熔池的扰动,使 B_4C 颗粒分布更均匀。连续试样中 B_4C 颗粒与 Al 基体的界面反应剧烈,发现了大量脆性相 Al_4C_3 ,而脉冲激光由于周期性作用,可以减少打印过程中的热输入,进而有效地抑制界面反应。

(3) 连续试样和脉冲试样的抗拉强度分别为 433.42 MPa 和 420.69 MPa,与 LPBF 制造的纯 $AlSi10Mg$ 相比,抗拉强度分别提升了 42.6%和 38.4%;二者的断裂方式都为脆性断裂。

参 考 文 献

- [1] 张导,肖文戈,邱建荣. 玻璃 3D 打印技术研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(5): 807-818.
ZHANG Dao, XIAO Wenge, QIU Jianrong. Research progress on glass 3D printing: A review[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2021, 49(5): 807-818.
- [2] 喻小鹏,吴成铁. 3D 打印生物陶瓷功能改进的研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(5): 819-828.
YU Xiaopeng, WU Chengtie. Recent development on function improvements of 3D printed bioceramics[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2021, 49(5): 819-828.
- [3] GU Dongdong, HAGEDORN Y C, MEINERS W, et al. Nanocrystalline TiC reinforced Ti matrix bulk-form nanocomposites by Selective Laser Melting (SLM): Densification, growth mechanism and wear behavior[J]. Composites Science and Technology, 2011, 71(13): 1612-1620.
- [4] 宋路,王殿政,赵若时,等. “增才制造”:以增材原理推动个性化陶瓷材料“成型-成性一体化”设计[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(5): 819-828.
SONG Lu, WANG Dianzheng, ZHAO Ruoshi, et al. “Additive materialization”: Promoting customized design in ceramic components with integrated structure & performance via additive manufacturing[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2021, 49(5): 819-828.
- [5] GUO Wenbo, HU Qiyao, XIAO Peng, et al. Effect of Ti element on the interfacial reactions and micro-structures of the $Al-B_4C$ composites fabricated by the stir-casting method[J]. Applied Surface Science, 2022, 584: 152619.
- [6] GUO Hao, ZHANG Zhongwu, ZHANG Yang, et al. Improving the mechanical properties of B_4C/Al composites by solid-state interfacial reaction[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 829: 154521.
- [7] 李明川,蒋立异,刘婷婷,等. 碳纳米管对激光选区熔化成形 Al 基复合材料的影响[J]. 复合材料学报, 2018, 35(7): 1889-1896.
LI Mingchuan, JIANG Liyi, LIU Tingting, et al. Effect of carbon nanotubes on Al matrix composites fabricated by selected laser melting[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(7): 1889-1896.
- [8] CHEN Ying, SONG Shiqian, ZHU Shang, et al. Selective laser remelting of in situ Al_2O_3 particles reinforced $AlSi10Mg$ matrix composite: Densification, microstructure and microhardness[J]. Vacuum, 2021, 191: 110365.
- [9] 宋亢,坚增运,王渭中,等. SLM 成形 10% SiC 颗粒增强铝基复合材料的工艺优化及性能[J]. 材料导报, 2020, 34(S2): 376-380.
SONG Kang, JIAN Zengyun, WANG Weizhong, et al. Properties and process optimization of 10% $SiCp/AlSi10Mg$ composites by SLM[J]. Materials Reports, 2020, 34(S2): 376-380.

- [10] ZHANG Dongyun, YI Denghao, WU Xuping, et al. SiC reinforced AlSi10Mg composites fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 894: 162365.
- [11] 章敏立, 吴一, 廉清, 等. 激光选区熔化成形原位自生 TiB₂/Al-Si 复合材料的微观组织和力学性能[J]. *复合材料学报*, 2018, 35(11): 3114-3121.
ZHANG Minli, WU Yi, LIAN Qing, et al. Microstructures and mechanical properties of in situ TiB₂/Al-Si composite fabricated by selective laser melting[J]. *Acta Materialia Sinica*, 2018, 35(11): 3114-3121.
- [12] XUE Gang, KE Linda, ZHU Haihong, et al. Influence of processing parameters on selective laser melted SiCp/AlSi10Mg composites; Densification, microstructure and mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 764: 138155.
- [13] 王卫东. 激光选区熔化成形 SiC 颗粒增强铝基复合材料工艺与强化机理研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2019.
WANG Weidong. Study on the process and strengthening mechanism of SiC particle reinforced aluminum matrix composites by selective laser melting[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2019.
- [14] PRATHEESH KUMAR S, ELANGO VAN S, MOHANRAJ R, et al. Significance of continuous wave and pulsed wave laser in direct metal deposition[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 46: 8086-8096.
- [15] CHEN Guibo, WANG Yaodong, ZHANG Jiajia, et al. An analytical solution for two-dimensional modeling of repetitive long pulse laser heating material[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2017, 104: 503-509.
- [16] LI Simeng, XIAO Hui, LIU Keyang, et al. Melt-pool motion, temperature variation and dendritic morphology of Inconel 718 during pulsed- and continuous-wave laser additive manufacturing: A comparative study[J]. *Materials & Design*, 2017, 119: 351-360.
- [17] WANG Xinlin, DENG Dewei, YI Hongli, et al. Influences of pulse laser parameters on properties of AISI316L stainless steel thin-walled part by laser material deposition[J]. *Optics & Laser Technology*, 2017, 92: 5-14.
- [18] GUO Chuan, ZHOU Yang, LI Xinggang, et al. A comparing study of defect generation in IN738LC superalloy fabricated by laser powder bed fusion: Continuous-wave mode versus pulsed-wave mode[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 90: 45-57.
- [19] DEMIR A G, MAZZOLENI L, CAPRIO L, et al. Complementary use of pulsed and continuous wave emission modes to stabilize melt pool geometry in laser powder bed fusion[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 113: 15-26.
- [20] WU Liyun, ZHAO Zhanyong, BAI Peikang, et al. Wear resistance of graphene nano-platelets (GNPs) reinforced AlSi10Mg matrix composite prepared by SLM[J]. *Applied Surface Science*, 2020, 503: 144156.
- [21] XUE L, ATLI K C, ZHANG C, et al. Laser powder bed fusion of defect-free NiTi shape memory alloy parts with superior tensile superelasticity[J]. *Acta Materialia*, 2022, 229: 117781.
- [22] WANG Linzhi, WANG Sen, WU Jiaojiao. Experimental investigation on densification behavior and surface roughness of AlSi10Mg powders produced by selective laser melting[J]. *Optics & Laser Technology*, 2017, 96: 88-96.
- [23] ZHAO Xuan, GU Dongdong, MA Chenglong, et al. Microstructure characteristics and its formation mechanism of selective laser melting SiC reinforced Al-based composites[J]. *Vacuum*, 2019, 160: 189-196.
- [24] CHOU R, GHOSH A, CHOU S C, et al. Microstructure and mechanical properties of Al10SiMg fabricated by pulsed laser powder bed fusion[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 689: 53-62.
- [25] WANG Linzhi, WANG Sen, HONG Xingfu. Pulsed SLM-manufactured AlSi10Mg alloy: Mechanical properties and microstructural effects of designed laser energy densities[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, 35: 492-499.
- [26] KANG P C, CAO Z W, WU G H, et al. Phase identification of Al-B₄C ceramic composites synthesized by reaction hot-press sintering[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2010, 28(2): 297-300.
- [27] 李云峰, 石岩. 脉冲频率对激光熔覆层微观组织与性能的影响[J]. *中国机械工程*, 2021, 32(17): 2108-2117, 2124.
LI Yunfeng, SHI Yan. Influences of pulse frequency on microstructure and properties in laser cladding layers[J]. *China Mechanical Engineering*, 2021, 32(17): 2108-2117, 2124.
- [28] LIU Junsong, SHI Yan. Microstructure and wear behavior of laser-cladded Ni-based coatings decorated by graphite particles[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 412:

127044.

- [29] ZHANG Z, FORTIN K, CHARETTE A, et al. Effect of titanium on microstructure and fluidity of Al-B₄C composites[J]. Journal of Materials Science, 2011, 46(9): 3176-3185.
- [30] VIALA J C, BOUIX J, GONZALEZ G, et al. Chemical reactivity of aluminium with boron carbide[J]. Journal of Materials Science, 1997, 32(17): 4559-4573.
- [31] 邓昀麒, 胡启耀. 选区激光熔化 B₄C/Al 复合材料的组织与性能[J]. 复合材料学报, 2024, 41(6): 3239-3247.

DENG Yunqi, HU Qiyao. Microstructure and properties investigation of B₄C/Al composite materials fabricated by selective laser melting[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2024, 41(6): 3239-3247.

作者简介: 韩新宇, 男, 2000 年出生。主要研究方向为激光增材制造技术。

E-mail: 2433908655@qq.com

石岩(通信作者), 男, 1972 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为激光加工技术。

E-mail: shiyan@cust.edu.cn