

SLM-压力浸渗制备层状铝基复合材料的失效行为

朱翊飞, 朱德智, 焦淦清, 李小强, 杨超

(华南理工大学 机械与汽车工程学院 广东省金属新材料制备与成形重点实验室, 广东 广州 510640)

摘要: 非均匀结构复合材料的构型设计已经成为了目前的研究热点。本研究工作仿生贝壳珍珠层结构, 采用选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 与压力浸渗工艺, 制备出具有不同框架厚度 (0.3、0.4、0.5 mm) 的层状结构 HEA_p/Al-Al 复合材料。结果表明, 层状复合材料的内部结构完整, 增强相 (HEA_p/Al) 与铝基体界面结合良好, 无界面反应物生成。随着铝层框架的厚度增加, 复合材料的抗弯强度明显提升, 其抗压强度呈先下降后上升趋势, 材料的压缩率显著提高。其中, 框架厚度为 0.5 mm 的层状 HEA_p/Al-Al 复合材料综合性能最佳 (抗弯强度 228 MPa, 抗压强度 385 MPa, 压缩率 20.8%)。三点弯曲结果表明, 层状 HEA_p/Al-Al 复合材料表现为韧-脆混合断裂模式, 以高熵合金颗粒剥离与铝基体撕裂为主, 主裂纹垂直于铝层框架扩展。框架厚度的增加促使裂纹偏转路径延长, 多裂纹扩展与微裂纹扩散等机制有效抑制了主裂纹的扩展, 从而提升了复合材料的整体强度与韧性。有限元模拟分析结果与实验结果一致, 有效验证了框架结构对主裂纹扩展的抑制作用。本研究为非均匀复合材料的结构设计与力学性能优化提供了理论支持。

关键词: 仿贝壳珍珠层; 选区激光熔化成型; 压力浸渗; 力学性能; 有限元模拟

中图分类号: TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1002-185X(2026)06-1567-06

1 引言

近年来, 通过构型设计制备非均匀结构的复合材料已经成为了研究热点。典型的构型化设计理念包括: 层状 (laminate)^[1-2]、梯度 (gradient)^[3]、网状 (network)^[4]、微纳砖砌 (brick-mud)^[5-7] 等。其中模仿贝壳珍珠层的层状结构在强韧性匹配上展现出了良好的发展前景^[8-10]。

针对这一结构模式, 已有多项研究从不同维度对其构建方法进行了探索, 所采用的方法包括粉末冶金法、冰冻铸造法、3D 打印技术等, 不同工艺路径为性能的调控与优化提供了多样的可能性。上海交通大学张荻教授课题组利用片状粉末冶金工艺成功制备出具有贝壳珍珠层结构的复合材料^[11], 显著提升了材料的强度和韧性。Munch 等^[12] 采用冰冻铸造法制备了 Al₂O₃/PMMA “砖-泥” 层状复合材料, 其力学性能表现优异, 强度可与铝合金媲美, 断裂韧性较单一陶瓷提高约 300 倍。Ko 等人^[13] 借助 3D 打印技术构建仿珍珠层结构, 采用刚性矿物板 (硬质相) 和柔性基体 (韧性相) 模拟天然界面结构, 研究表明当硬质相体积分数在 60%~80% 时, 材料的抗冲击性能最优; 反之, 若硬质相含量过高, 则导致整体结构脆性增加, 裂纹更易贯穿, 体现出韧性相在裂纹抑制中的关键作用。

“砖-泥” 层状结构作为一种典型的非均质复合体系, 通过硬质增强相 (“砖”) 与韧性基体相 (“泥”) 的有序排列与界面协同作用, 不仅显著提升了材料的强度与韧性, 还有效抑制了裂纹的萌生与扩展, 展现出优异的抗失效性能。然而, 关于该结构的形成机制及其在不同载荷作用下的失效行为, 目前仍缺乏系统深入的研究。

本课题基于选区激光熔化成型 (selective laser melting, SLM) 与压力浸渗技术, 制备框架厚度不同的 “砖-泥” 层状结构 AlSi10Mg 合金框架, 并以高强度、高硬度、耐磨耐腐蚀的颗粒高熵合金 (HEA_p) 作为增强相^[14-19], 结合压力浸渗工艺制备 “砖-泥” 结构 HEA_p/Al-Al 复合材料。重点研究 “砖-泥” 结构的制备工艺、力学性能及其在载荷条件下的失效行为, 以揭示其强韧性协同关系, 并为非均匀复合材料的结构设计与力学性能优化提供理论支持。

2 实验与数值模拟

本研究通过实验测试 (准静态压缩、三点弯曲试验) 与 Abaqus 有限元仿真相结合的手段, 系统探究 HEA_p/Al-Al 层状复合材料的力学失效行为。实验部分聚焦于

收稿日期: 2025-06-27

基金项目: 广东省基础与应用基础研究基金 (2022B1515120016); 江西省重点研发计划 (20212BBE51012); 云浮市重大科技任务协同攻关项目 (2024090401); 南沙区重点领域科技计划 (2024ZD016); 粤港澳大湾区 (佛山) 先进制造业国家卓越工程师创新研究院 “揭榜挂帅” 项目 (BGS2024005)

作者简介: 朱翊飞, 男, 1999 年生, 硕士生, 华南理工大学机械与汽车工程学院, 广东省金属新材料制备与成形重点实验室, 广东 广州 510640, E-mail: z1078884869@163.com

实际性能表征,数值模拟通过多尺度建模(界面损伤-断裂多场耦合机制)解析其内在变形机制。

采用雾化法制得的 FeCoCrNi 高熵合金颗粒(粒径范围 15~53 μm)作为复合材料增强相。通过选区激光熔化成型技术制备 AlSi10Mg“砖-泥”层状结构框架,所用 AlSi10Mg 粉末亦由雾化法制得,其化学成分见表 1。

不同厚度的框架结构设计图及 SLM 打印实物如图 1 所示。单个镂空框架的宽度确定为 1.6 mm,长宽比固定为 2:1,厚度从小到大分别为 0.3、0.4、0.5 mm。采用优化后的 SLM 成形工艺制备出致密度不低于 99% 的试样。打印参数设置为:激光功率 350 W、扫描速度 1100 mm/s、粉末层厚 0.03 mm、扫描间距 0.15 mm。

复合材料采用选区激光熔化成型技术结合压力浸渗工艺制备,压力浸渗示意图见图 2。将 FeCoCrNi 高熵合金粉末均匀填充于 SLM 成型的合金框架中,制备复合材料预制体,其后经 350~400 °C 预热并保温 2~4 h 后,将成分匹配的铸造 AlSi10Mg 合金熔体(经精炼处理)在 760~800 °C 实施压力浸渗,保压 4~8 min 后脱模获得 HEA_p/Al-Al 复合材料。通过调控框架结构参数,制备了 3 种框架厚度不同的复合材料试样。

表 1 AlSi10Mg 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of AlSi10Mg powder (wt%)

Si	Mg	Mn	Fe	Ni	O	Al
9.0-11	0.25-0.45	≤0.45	≤0.55	≤0.5	≤0.1	Bal.



图 1 不同框架厚度的 AlSi10Mg 结构设计图与实物图

Fig.1 Design drawings and physical images of AlSi10Mg structures with different frame thicknesses: (a) 0.3 mm, (b) 0.4 mm, and (c) 0.5 mm

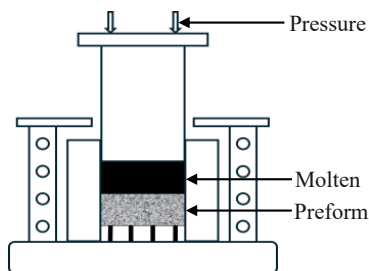


图 2 压力浸渗实验装置示意图

Fig.2 Schematic diagram of the pressure infiltration experimental apparatus

利用 X 射线衍射仪(XRD)对复合材料进行了物相分析。采用扫描电子显微镜(SEM)和光学显微镜(OM)观察其表面形貌、三点弯曲断口及裂纹扩展特征。通过线切割在复合材料纵向截面制备 Φ3 mm×6 mm 的抗压试样,加载速率为 0.25 mm/min;在横向截面制备 30 mm×10 mm×5 mm 的抗弯试样,加载速率为 0.25 mm/min,跨距为 20 mm。试样取样方式如图 3 所示。

为揭示 HEA_p/Al-Al 层状复合材料在三点弯曲载荷下的失效行为,本实验采用 Abaqus 模拟软件建立静态二维有限元模型。基于裂纹扩展与砖块滑移的竞争机制,模型通过忽略应变率效应实现计算简化。数值建模时采用以下关键技术:(1)使用 COH2D4 四节点二维粘聚单元进行精细化网格划分;(2)约束系统设置中,支架外表面施加全固定约束,加载梁保留垂直自由度,支撑端实施固定约束;(3)增强相采用脆性断裂准则,当最大主应力超过材料极限强度时即判定完全失效;(4)通过 Cohesive 接触模型实现铝基体与增强相的界面结合,其中基体损伤采用延性损伤准则,当等效塑性应变达到临界值时触发材料失效。该建模方法充分考虑了生物复合材料中硬质增强相与韧性基体的力学响应差异,为揭示层状结构的跨尺度失效机制提供了分析框架。图 4 为准静态三点弯曲模拟的模型,其中圆柱形压头和制成的半径为 2.5 mm,跨距为 20 mm,与三点弯曲试验一致。

3 结果与分析

3.1 微观组织与界面特征

图 5a 显示了复合材料的宏观形貌,整体表现出典型的“砖-泥”层状结构,其中浅色部分为 SLM 成型的 AlSi10Mg 框架部分(以下简称 Al),深色部分为压力浸渗工艺形成的 FeCoCrNi 高熵合金颗粒增强铝基复合材料

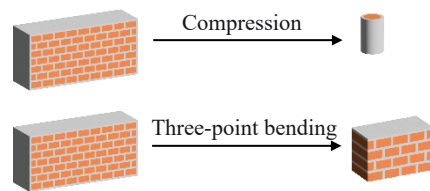


图 3 取样方式示意图

Fig.3 Schematic diagram of sampling method

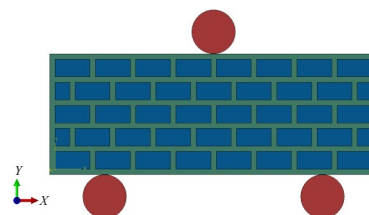


图 4 三点弯曲模型

Fig.4 Three-point bending model

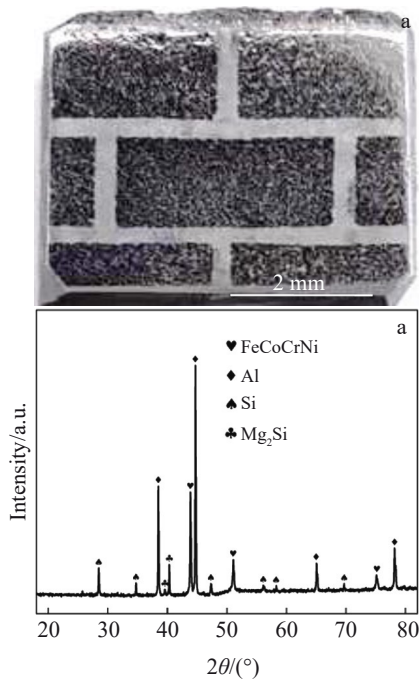


图5 框架厚度为0.3 mm的复合材料宏观形貌及HEA_p/Al的XRD图谱

Fig.5 Macromorphology of HEA_p/Al-Al composites with a frame thickness of 0.3 mm (a) and XRD pattern of HEA_p/Al (b)

部分(以下简称 HEA_p/Al),两者界面清晰分明。图5b为 HEA_p/Al的XRD图谱,分析表明材料由Al基体、Si相、未发生相变的FeCoCrNi高熵合金主相及微量Mg₂Si组成。

图6显示了HEA_p/Al-Al复合材料在不同放大倍数下

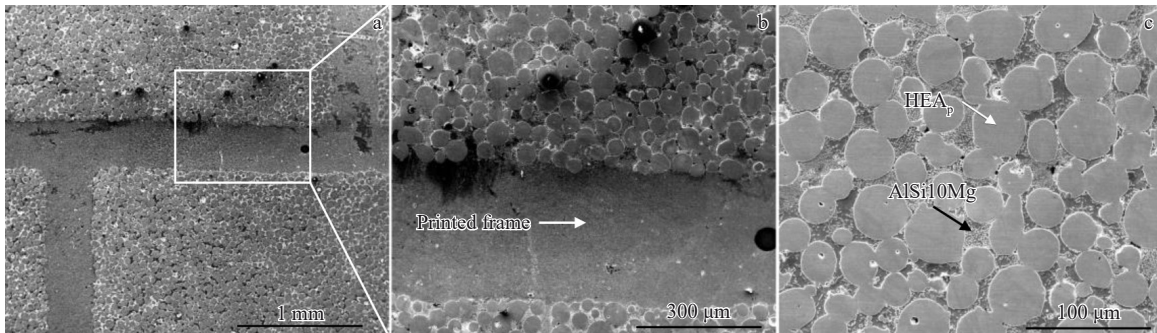


图6 框架厚度为0.3 mm的HEA_p/Al-Al复合材料微观形貌,铝合金打印框架,HEA_p/Al微观组织

Fig.6 Microstructure of HEA_p/Al-Al composites with a frame thickness of 0.3 mm (a), aluminum alloy printed frame (b), and microstructure of HEA_p/Al (c)

表2 框架厚度不同的HEA_p/Al-Al复合材料的力学性能

Table 2 Mechanical properties of HEA_p/Al-Al composites with different frame thicknesses

Frame thickness/mm	Bending strength/MPa	Compressive strength/MPa	Compression ratio/%
0.3	198	375	8.0
0.4	208	340	11.3
0.5	228	385	20.8

的微观形貌特征。由图6a可观察到,复合材料整体呈现出典型的“砖-泥”层状结构,其中HEA_p/Al增强相(砖)与Al基体(泥)排列有序,相界分明。图6b进一步揭示了HEA_p/Al与Al界面处的结合情况,界面平整连续,未发现明显的元素扩散层或反应产物,表明两相之间界面结合良好。图6c为HEA_p/Al增强相的显微组织图像,从中可以清晰识别出分布均匀的高熵合金颗粒(白色箭头所示),由于其较高的熔点及良好的热稳定性,在压力浸渗过程中能有效保持原始球形形貌。黑色箭头所示的区域为熔融态AlSi10Mg合金,其在包覆高熵合金颗粒后迅速凝固,形成致密包覆结构,且未与高熵合金颗粒或SLM成型的铝合金框架发生明显反应,进一步保证了复合材料的界面稳定性与结构完整性。综上所述,HEA_p/Al增强层与Al基体层之间界面干净、结合紧密,无反应产物生成,为复合材料的优异力学性能提供了结构基础。

3.2 力学性能

表2是框架厚度不同的HEA_p/Al-Al复合材料的力学性能。由表中数据可知,当框架厚度为0.5 mm时,抗弯强度达228 MPa,抗压强度为385 MPa,复合材料表现出最优的抗弯性能和抗压性能。

采用Griffith断裂准则可以描述三点弯曲界面失效的厚度依赖性:

$$G_c = \frac{\sigma^2 t_{\text{effective}}}{E} \tag{1}$$

$$t_{\text{effective}} = \frac{t_{\text{toughness}}}{t_{\text{toughness}} + t_{\text{brittleness}}} \cdot t_{\text{sum}} \tag{2}$$

其中,σ表示裂纹尖端的临界应力,即裂纹开始扩展时所需的应力;E为界面的弹性模量;t_{toughness}、t_{brittleness}、t_{sum}分别表示韧性层厚度、脆性层厚度、材料的总厚度。由上述公式可知,随着框架厚度的增加,HEA_p/Al-Al复合材料界面断裂消耗的能量显著增加,复合材料的抗弯强度也有所提升。不同于抗弯强度的变化规律,复合材料的抗压强度随Al层框架厚度的增加呈先降后升趋势;当框架厚度为0.3 mm时,脆性相比比例高,承载能力强;增加至

0.5 mm 时,虽然脆性相减少,但 Al 框架提供更佳结构支撑,且韧性相比例提升,使材料压缩率达 20.8%(表 2),表现出良好的压缩韧性和强度。

3.3 三点弯曲断口形貌

图 7a 展示了 HEA_p/Al-Al 复合材料三点弯曲试样的典型断口形貌。图像表明,断裂过程主要包括 HEA_p/Al 层中颗粒团聚体的剥离及 Al 基体层的韧性断裂,呈现典型的复合破坏机制。图 7a 中观察到的界面脱粘现象主要归因于其结合力不足,在外加切应力作用下,HEA_p/Al 与 Al 层界面发生失效并进一步扩展。界面结合力不足应与压力浸渗过程中熔融铝合金的快速凝固有关,此过程中界面间未能实现有效的冶金结合,而仅仅机械嵌合

在一起。图 7b 显示 HEA_p/Al 层断口上分布大量均匀、形貌完整的 HEA 颗粒,说明其强度高于颗粒与基体间的结合强度,断裂过程中颗粒倾向于从基体中剥离而不是断裂。图 7c 为 Al 层的高倍断口图像,显示出典型的韧性断裂特征,包括由 Al 层撕裂形成的撕裂棱和周围分布的等轴状韧窝,提升了能量吸收能力并抑制裂纹扩展,增强了复合材料的抗弯性能。

3.4 三点弯曲裂纹扩展形貌

图 8 展示了无预制缺口的 HEA_p/Al-Al 复合材料在准静态三点弯曲载荷下的裂纹扩展路径。主裂纹沿垂直于 Al/HEA_p-Al 界面方向扩展(图 8a~8c),在两层界面处发生显著偏转,且裂纹偏转程度随 Al 层厚度的增加呈增大

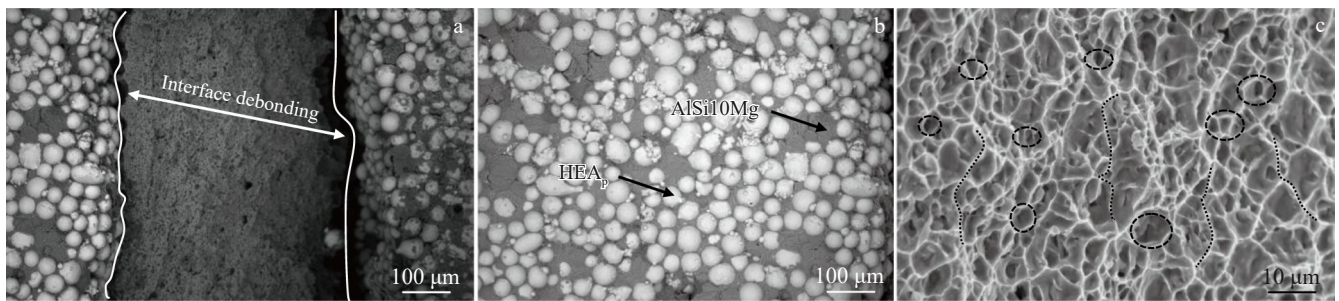


图 7 HEA_p/Al-Al 复合材料三点弯曲试样典型断口形貌,HEA_p/Al 层断口,Al 层断口

Fig.7 Typical fracture morphology of three-point bending specimens of HEA_p/Al-Al composites (a), fracture surface of the HEA_p/Al layer (b), and (c) fracture surface of the Al Layer

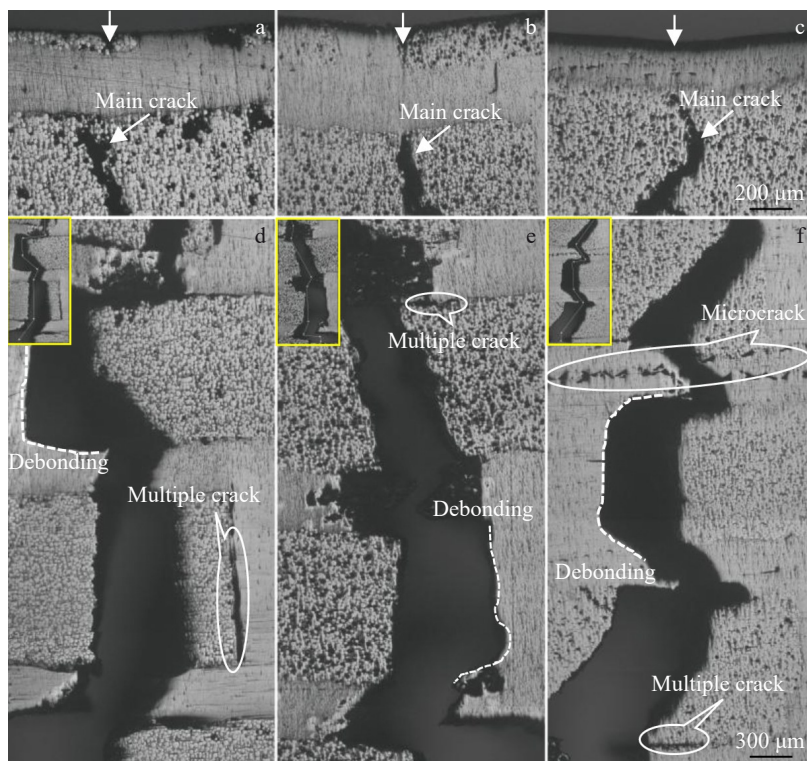


图 8 框架厚度不同的 HEA_p/Al-Al 复合材料三点弯曲裂纹扩展路径

Fig.8 Crack propagation paths during three-point bending tests of HEA_p/Al-Al composites with different frame thicknesses: (a, d) 0.3 mm; (b, e) 0.4 mm; (c, f) 0.5 mm

趋势,这说明层状结构韧性层厚度的变化在裂纹路径的扩展中起到了关键作用^[20-22]。图8d~8f还观察到多裂纹扩展与微裂纹扩散,该过程有效延缓主裂纹传播,增加了能量耗散,提升了复合材料的抗弯强度与韧性,且与相关研究结果一致^[23-25]。然而,图中样品均出现界面脱粘现象,说明其界面结合强度不足,易在高应力下失效,此现象已成为限制材料性能提升的关键^[26]。

3.5 裂纹扩展的有限元模拟

图9为基于Abaqus软件的三点弯曲裂纹扩展模拟结果。模型采用厚度为0.3~0.5 mm的铝合金韧性基体(蓝色)与尺寸为3.2 mm×1.6 mm的高熵合金增强相(白色)进行构建,尺寸设定与三点弯曲试验保持一致。模拟中裂纹扩展普遍发生路径偏转,其结果与试验测试高度吻合,且裂纹偏转程度随韧性层厚度的增加而显著增强(图9裂纹走向)。与此同时,由于增强相与基体之间界面结合强度有限,裂纹在界面处易发生脱粘现象(图9裂纹偏转/扩展)。以韧性层厚度为0.3 mm的复合材料举例(图9a),在弯曲载荷引起的纵向正应力作用下,裂纹初期沿软相轻微偏转后呈近垂直方向扩展,并贯穿第2层增强体;进入第3层后,裂纹路径发生改变,并沿第4层界面扩展;自第5层起,裂纹偏转角度进一步增大,裂纹

扩展机制呈现由正应力主导逐步过渡到剪切应力主导的趋势。3种框架厚度的复合材料最终断裂裂纹主要沿界面扩展,而非贯穿增强相,表明裂纹倾向于沿能量消耗最低的路径传播(图9最终断裂)。根据He-Hutchinson模型,当满足界面能释放率条件时,裂纹将在界面发生偏转,否则贯穿增强体^[27],此理论可以用来解释上述裂纹扩展现象。

4 结论

1)研究通过选区激光熔化成型技术结合压力浸渗工艺,仿生贝壳珍珠层结构,成功制备出框架厚度不同的“砖-泥”层状结构HEA_p/Al-Al复合材料。复合材料内部结构完整,增强相与铝基体界面结合良好,无界面反应物生成。

2)随着铝层厚度的增加,复合材料抗弯强度持续提升,抗压强度呈先下降后上升趋势,压缩率显著提高。其中,壁厚为0.5 mm的样品综合性能最佳,抗弯强度达228 MPa,抗压强度为385 MPa,压缩率为20.8%。

3)三点弯曲测试表明材料呈现韧-脆混合断裂模式,主要断裂机制为高熵合金颗粒剥离与铝基体撕裂,主裂纹垂直于Al/HEA_p-Al界面扩展。较大框架厚度可有效延长裂纹偏转路径,激发多裂纹扩展与微裂纹扩散机制,从而抑制主裂纹扩展,提高材料的整体强度与韧性。

4)通过Abaqus进行有限元模拟准确再现了裂纹的扩展行为,模拟结果与实验测试高度吻合,进一步验证了本构型设计的合理性,为非均匀结构复合材料的力学性能优化提供了理论支持。

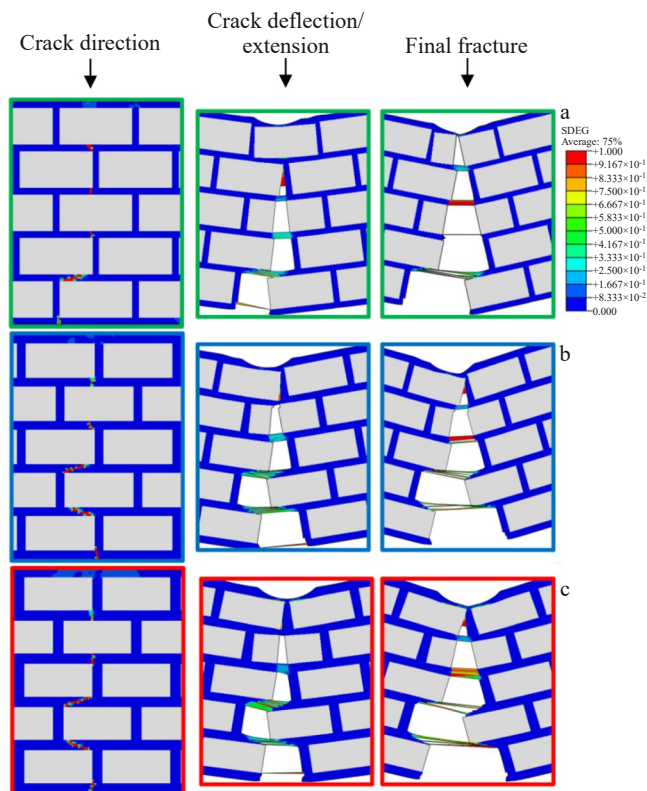


图9 不同框架厚度的HEA_p/Al-Al复合材料三点弯曲裂纹扩展模拟结果

Fig.9 Simulation results of three-point bending crack propagation in HEA_p/Al-Al composites with different frame thicknesses: (a) 0.3 mm, (b) 0.4 mm, and (c) 0.5 mm

参考文献 References

- [1] Liu B X, Huang L J, Geng L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 602: 187
- [2] Yuan Bin(袁斌), Lin Qiaoli(林巧力), Ni Cong(倪聪) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(12): 3407
- [3] Guo Cheng(郭成), Guo Shengwu(郭生武), Cheng Yu(程羽) *et al.* *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2002, 19(6): 57
- [4] Moon R J, Tilbrook M, Hoffman M *et al.* *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2005, 88(3): 666
- [5] Li D, Wang C Y, Su Y S *et al.* *Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2020, 33(5): 649
- [6] Jiang Y Y, Xu R, Tan Z Q *et al.* *Carbon*[J], 2019, 146: 17
- [7] Zhang Z M, Fan G L, Tan Z Q *et al.* *Composites Part B: Engineering*[J], 2021, 217: 108916
- [8] Mayer G. *Science*[J], 2005, 310(5751): 1144
- [9] Wegst U G K, Bai H, Saiz E *et al.* *Nature Materials*[J], 2015, 14(1): 23
- [10] Zhang M Y, Zhao N, Yu Q *et al.* *Nature Communications*[J],

- 2022, 13(1): 3247
- [11] Jiang L, Li Z Q, Fan G L *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 65(5): 412
- [12] Munch E, Launey M E, Alsem D H *et al. Science*[J], 2008, 322(5907): 1516
- [13] Ko K, Jin S, Lee S E *et al. Composite Structures*[J], 2020, 238: 111951
- [14] Lu T W, Chen W P, Li Z X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 801: 473
- [15] Kareem S A, Anaele J U, Aikulola E O *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 8161
- [16] Kumar K P, Krishna M G, Rao J B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 640: 421
- [17] Karthik G M, Panikar S, Ram G D J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 679: 193
- [18] Zhao Bin(赵彬), Zhu Dezhi(朱德智). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 4004
- [19] Zhu Dezhi(朱德智), Ding Xia(丁霞), Qi Longfei(戚龙飞) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(11): 3400
- [20] Zhang X, Xu C Y, Gao K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 798: 140111
- [21] Liu B X, Huang L J, Rong X D *et al. Composites Science and Technology*[J], 2016, 126: 94
- [22] Wan H, Leung N, Algharaibeh S *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2020, 202: 108414
- [23] Wang Y, Liu Q, Zhang B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 819: 141469
- [24] Sun M Q, Shen P, Jiang Q C. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2019, 121: 465
- [25] Gao H L, Chen S M, Mao L B *et al. Nature Communications*[J], 2017, 8(1): 287
- [26] Ben S D, Zhao J H, Zhang Y C *et al. Composite Structures*[J], 2015, 129: 8
- [27] He M Y, Hutchinson J W. *International Journal of Solids and Structures*[J], 1989, 25(9): 1053

Failure Behavior of Layered Aluminum Matrix Composites Fabricated by SLM-Assisted Pressure Infiltration

Zhu Hongfei, Zhu Dezhi, Jiao Ganqing, Li Xiaoqiang, Yang Chao

(Guangdong Key Laboratory for Metallic Materials Processing, School of Mechanical and Automobile Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: Inspired by the nacreous structure of shells, layered HEA_p/Al-Al composites with varying framework thicknesses (0.3, 0.4, and 0.5 mm) were fabricated using selective laser melting (SLM) combined with pressure infiltration. The results indicate that the layered composites exhibit an intact internal structure, and a well-bonded interface between the reinforcement phase (HEA_p/Al) and the aluminum matrix, without the formation of interfacial reaction products. With increasing framework thickness, the flexural strength of the composites significantly improves, while the compressive strength decreases first and then increases. Additionally, the compressibility is notably enhanced. Among them, the composite with a 0.5 mm framework shows the best overall performance, with a flexural strength of 228 MPa, a compressive strength of 385 MPa, and a compressibility of 20.8%. Three-point bending tests reveal that the layered HEA_p/Al-Al composites exhibit a mixed ductile-brittle fracture mode, primarily characterized by the debonding of high-entropy alloy particles and tearing of the aluminum matrix, with the main crack propagating perpendicular to the aluminum framework. An increase in framework thickness leads to longer crack deflection paths, while mechanisms such as multi-crack propagation and microcrack diffusion effectively suppress the propagation of the main crack, thereby enhancing the overall strength and toughness of the composite. Finite element simulation results are consistent with experimental observations, confirming the inhibitory effect of the framework structure on main crack propagation. This study provides theoretical support for the structural design and mechanical performance optimization of heterogeneous composite materials.

Key words: shell-like pearl layer; selective laser melting forming; pressure infiltration; mechanical properties; finite element simulation

Corresponding author: Zhu Dezhi, Ph. D., Associate Professor, Guangdong Key Laboratory for Metallic Materials Processing, School of Mechanical and Automobile Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, P. R. China, E-mail: mezhudz@scut.edu.cn