

真空气压浸渗 3D-C_f/Al 复合材料微观缺陷分析

聂明明, 徐志锋, 余欢, 王振军, 周珍珍, 蔡长春

(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, 江西 南昌 330063)

摘 要: 采用真空气压浸渗法制备了纤维体积分数 51%、致密度 $\geq 97\%$ 的三维五向和三维正交编织 M40 碳纤维增强铝基复合材料 (3D-C_f/Al), 分析了复合材料中微观缺陷的形貌、形成机理及其控制手段, 并对比了 2 种编织结构对复合材料微观缺陷形成的影响。结果表明: 复合材料中的缺陷均是微米级的微观缺陷, 主要有束内孔隙、局部纤维偏聚及在基体集聚处的冷隔、显微缩孔及微夹杂等, 其中三维正交 C_f/Al 复合材料束内孔隙及束间孔隙较三维五向 C_f/Al 复合材料少, 而局部纤维偏聚现象较三维五向 C_f/Al 复合材料严重, 造成其缺陷差异的主要原因在于其纤维预制体编织结构的差异, 通过提高预热温度可以显著减少复合材料内部的孔隙缺陷及局部纤维偏聚现象。

关键词: 三维编织; C_f/Al 复合材料; 纤维预热温度; 编织结构; 微观缺陷

中图法分类号: TB331; TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)04-1266-09

三维编织碳纤维增强铝基复合材料 (3D-C_f/Al) 具有高比强度、高比刚度、结构稳定性、良好的耐蚀性、抗损伤性等优点, 同时三维编织结构克服了传统单向复合材料的各向异性, 二维复合材料层间剪切强度低、抗冲击性差的问题, 还因其结构可设计性、后续加工少的特点, 在高新技术领域具有广阔的应用前景^[1-5], 尤其在航空、航天等领域的高强结构材料方面具有很强的竞争力。

三维编织复合材料因其优异的整体性能和潜在的应用前景而成为近些年研究的热点。赵奕^[6]针对化学气相沉积或化学气相渗透法制成的陶瓷基复合材料残余孔隙率高而前驱体浸渍裂解法在有机先驱体在裂解过程中有小分子溢出难以制备出完全致密的材料等问题, 采用真空辅助转移法以及热压烧结成形工艺成功研制了高致密度三维机织结构碳纤维增强二氧化硅复合材料。谢剑飞^[7]等通过对三维碳纤维机织物增强反应型聚酰亚胺复合材料的研究发现复合材料中的孔洞呈现规则形状并在沿纤维轴向和纤维径向方向上具有较大的长宽比, 这种针状孔洞的形成是由于气泡在生长的过程中在不同方向受到了差异较大的约束力造成的。Ju^[8]等通过真空液-固浸渗挤压技术制备了 4 种不同编织结构增强的 C_f/Mg 复合材料, 研究结果表明 C_f/Mg 复合材料是各向异性材料, 且编织结构对复合材料的压缩性能有较大影响。Melenka 等^[9]制备了管状编织芳纶纤维增强

树脂基复合材料并通过微 X 射线计算机断层扫描技术对复合材料的孔隙率进行检测, 结果表明编织物的几何形状及复合材料的孔隙率会影响管状编织复合材料的力学性能, 该检测方法可以用于评估该管状编织复合材料的成形质量及其一致性。很明显, 国内外对较成熟及应用较广的 3D-树脂基、陶瓷基复合材料的缺陷形成及控制有了一定的研究, 但对于仍处于实验室阶段的 3D-金属基复合材料的缺陷形成及控制研究则还非常有限。

目前液态成形是 3D-金属基复合材料的主要制备方法, 由于制备成形工艺和三维编织结构的复杂性, 3D-金属基复合材料在液态成形过程中会比传统材料产生更多的缺陷^[10-13]。周珍珍^[14,15]等选用三维五向和三维正交两种编织结构的纤维预制体, 采用真空气压浸渗法制备了平均致密度 $\geq 97\%$, 纤维体积分数约 51%的 3D-C_f/Al 复合材料, 研究编织结构及预热温度对 3D-C_f/Al 复合材料微观组织和力学性能的影响, 研究发现真空气压浸渗法制备 3D-C_f/Al 复合材料仍不可避免的还会产生孔隙、纤维分布不均等浸渗缺陷, 对复合材料性能造成不利影响。在此基础上, 本研究选取 M40 石墨纤维为增强体, 采用三维五向和三维正交的编织工艺编织预制体, 通过真空气压浸渗制备了 3D-C_f/Al 复合材料, 研究其微观缺陷形貌、形成机理及控制手段, 旨在为制备高性能、高可靠性的 3D-C_f/Al 复合材料提供理论依据。

收稿日期: 2017-04-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51365043); 江西省自然科学基金 (20151BAB206004); 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)

作者简介: 聂明明, 男, 1993 年生, 硕士生, 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, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-86453167, E-mail: 631742163@qq.com

1 实 验

试样预制体采用 M40(6 K)纤维通过三维五向（纤维在空间结构中有五种取向）和三维正交（纤维在空间结构中两两相互垂直）方式编织而成，编织预制体结构如图 1 所示，编织参数见表 1 和表 2。基体合金采用 ZL301，其成分为含有质量分数 9.5%~11%的 Mg，余量为 Al，M40 纤维的主要性能指标见表 3。

采用真空气压浸渗法（原理见图 2），选用不同的纤维预热温度（分别是 530、550、570 和 590 ℃），工艺条件为：真空度小于 210 Pa、浸渗温度 720 ℃、浸渗压力 8 MPa、保压时间 20 min，复合材料中 M40 纤维所占体积分数约为 51%。采用 Quanta200 型扫描电子显微镜（SEM）对 3D-C_f/Al 复合材料的微观组织进行分析。基于阿基米德原理采用排水法测得复合材料的密度，其与理论密度的比值即为复合材料的致密度。

2 结果与分析

2.1 三维五向 C_f/Al 复合材料的微观组织及形成机理

图 3 为 530 ℃预热温度下三维五向 C_f/Al 复合材料 3 个不同截面（平面、侧向面、横截面）的微观组织，可看出纤维束在铝基体中呈随机分布特征。图 3a 和 3b 微观组织中的碳纤维束分布相似，这是由三维五向编织结构自身的特征决定的。图 3c 为三维五向编织方向横截面，其纤维束形状不一，且纤维束之间的距离不均匀，说明在液态金属浸渗过程中纤维受到挤压；同时，纤维束之间及纤维束内都发现了明显的孔隙缺陷，另外，纤维束局部放大图 3f 还可以明显看出碳纤维分布不均，存在一定的偏聚现象，这应该是浸渗铝液前沿与温度较低的纤维预制体接触后，浸渗受阻，从而导致铝液在纤维预制体中浸渗不完全而形成的少量孔隙，进而致使预制体中该处的束内、束外纤维在铝液后续的保压凝固过程中受力不均，再造成纤维发生微小偏移而形成在铝液中的分布不均。碳纤维形状并非原始规则的圆形而为“豌豆”状，这是由于液态成形的 C_f/Al 复合材料在冷却过程中，因基体铝合金与纤维之间的热膨胀系数差异较大，所以产生了较大的热残余应力。复杂的残余应力分布导致部分碳纤维产生了严重的不规则的弹性形变，并在持续挤压下的铝液中凝固成形而固定保留下来，最终呈现为形状各异的“豌豆”状。

图 4 为在 SEM 下观察到的纤维束内的浸渗孔隙，

其类似于铸造中常见的“浇不足”现象。碳纤维与铝液的润湿角大致在 130°至 135°之间^[16]，即铝液不能自发进行浸渗，必须施加外界压力克服毛细压差，促使浸渗顺利进行。由 Yong-Kelvin 方程，毛细作用力：

$$P_c = 2 \frac{\gamma_{lv} \cos \theta}{r} \tag{1}$$

式中， P_c 为毛细压差（Pa）； γ_{lv} 为液态金属表面张力（N/mm²）； θ 为铝液与碳纤维的润湿角（rad）； r 为毛细半径（mm）。在浸渗过程中，由于纤维束间间距远大于束内间距，因此铝液会首先浸入束间的较大间隙，而后再浸入束内的小间隙；并且先浸渗的部分会对后浸渗的部分纤维产生挤压，从而导致局部间隙变得更小，浸渗更加难以进行，当间隙小到浸渗压力无法使铝液顺利浸渗时，便形成了“浇不足”。在较低的预热温度下，浸渗前端铝液温度降低较快，其流动性降低；同时在较低温度下，铝液与碳纤维的润湿性较差，在纤维束内局

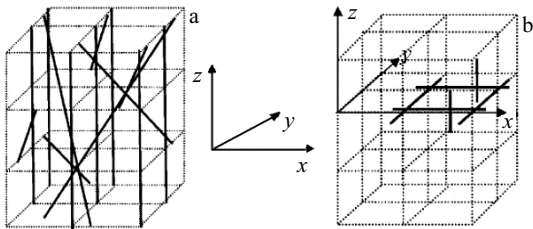


图 1 三维五向和三维正交编织体结构示意图

Fig.1 Weave structure diagram of 3D five-directional (a) and 3D orthogonal braided (b)

表 1 三维五向预制体编织参数

Table 1 Braiding parameters of 3D five-directional preform	
Parameter	Value
Fabric size/mm	130×20×3
Circumferential flower node/mm·(10 flower node) ⁻¹	15~16
Axial flower node/mm·(10 flower node) ⁻¹	35
Fabric thickness/mm	3~3.2
Fiber volume fraction/%	51

表 2 三维正交预制体编织参数

Table 2 Braiding parameters of 3D orthogonal preform	
Parameter	Value
Fabric size/mm	130×35×3.7
Warp density/the number of 10 mm	10
Weft density/the number of 10 mm	6
Fabric thickness/mm	3.5~4
Fiber volume fraction/%	50.5

表 3 M40 纤维的性能参数

Table 3 Performance of the M40 fiber

Fiber model	Monofilament diameter/ μm	Tensile strength/MPa	Young's modulus/GPa	Elongation/%	Density/ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$
M40-6K	6.5	4400	392	0.7	1.81

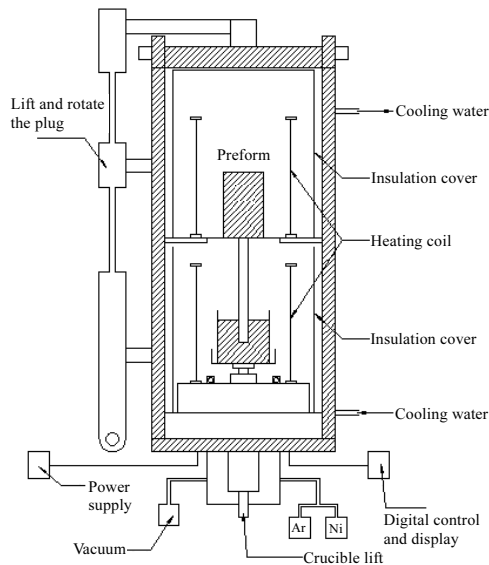


图 2 真空气压浸渗装置与模具示意图

Fig.2 Equipment and mold schematic of vacuum pressure impregnation method

部间隙很小时浸渗无法顺利进行,及不能完全排出残余在浸渗前端的气体,包裹在其中的气体反压变大,阻碍了铝液的顺利浸渗,导致在纤维束内存在孔隙缺陷,以下称之为束内孔隙。

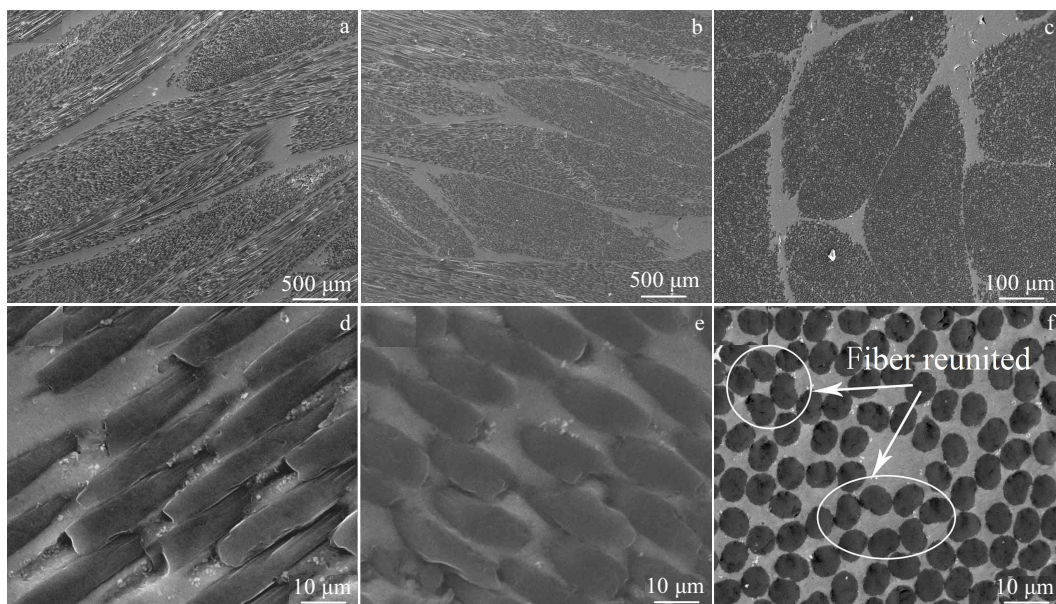
图 5 是 SEM 下观察到的分布在纤维束间基体集聚区的孔隙。若是基体内因气体反压而形成的气孔,其应为规则的球状气孔,但图中孔洞极不规则,其应是冷却

过程中形成的显微缩孔,这是由于纤维预制体内部结构复杂,在凝固过程中有局部区域四周补缩通道截断,造成补缩不足,形成了显微缩孔。

图 6 为 550 °C 预热温度下三维五向 C_f/Al 的微观组织,可以发现其也存在较为明显的孔隙缺陷(图 6b),其横截面微观组织(图 6f)也表明复合材料中纤维分布不均,存在明显的纤维偏聚现象。图 7a 中气孔横跨束内及束间之中,此种缺陷形成的主要原因是模具内残留的少量气体及金属液含有的气体析出,起初在纤维束边缘形成气孔,由于此处纤维束间隙较小,受浸渗压力的作用,气体易被挤压至纤维束内,形成孔隙缺陷。图 7b 为典型的束内孔隙,其尺寸较小,约为 150 μm ,其孔隙缺陷较预热温度为 530 °C 的复合材料要少。

图 8 为预热温度为 570 °C 的三维五向 C_f/Al 复合材料的微观组织,可以看出复合材料无明显的孔隙及纤维偏聚等缺陷,浸渗效果较好。与低预热温度制备的复合材料的微观组织对比可发现,570 °C 预热温度下复合材料浸渗效果更好,纤维分布较均匀,偏聚现象明显减少,这是因为预热温度升高,纤维表面活性提升,纤维与铝基体之间的润湿性得到改善,同时铝液的流动性也更好,有利于纤维分散均匀。

图 9 中的缺陷剖面可看到多个球状凸起,尺寸约为 200 μm ,分布于基体集聚区。这是由于三维编织预制体内结构复杂,浸渗时铝液从多个方向向此处汇合,多股浸流金属液交汇处,因为温度较低,不能形成冶金结合,为典型的“冷隔”缺陷。

图 3 530 °C 预热温度下的三维五向 C_f/Al 复合材料的微观组织Fig.3 Microstructures of 3D five-directional C_f/Al composites at the preheating temperature of 530 °C: (a, d) plane, (b, e) vertical surface, and (c, f) intersecting surface

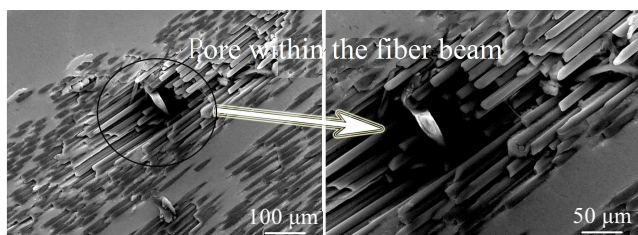


图4 530 °C预热温度下的三维五向 C_f/Al 复合材料的束内孔隙

Fig.4 Pore within the fiber beam of 3D five-directional C_f/Al composites at the preheating temperature of 530 °C

图 10 为纤维预热温度为 590 °C 的三维五向 C_f/Al 复合材料的显微组织,可以发现复合材料无明显孔隙缺陷,纤维分布均匀,没有偏聚现象,浸渗效果良好。从图 10a~10c 可以明显看出相邻纤维束之间基体集聚区的范围较低预热温度制备的复合材料要小,这是因为较

高的纤维预热温度使得在完成纤维束内浸渗后,纤维在铝液中可以均匀分散,同时压缩了纤维束间的间隙。图 10d~10f 明显可看出纤维分布相对均匀。

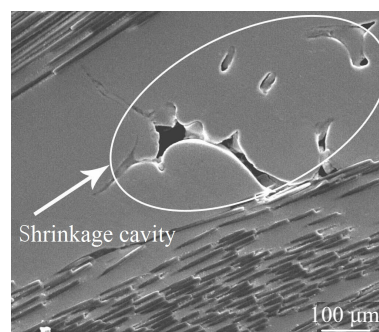


图5 530 °C预热温度下的三维五向 C_f/Al 复合材料的缩孔

Fig.5 Shrinkage cavity of 3D five-directional C_f/Al composites at the preheating temperature of 530 °C

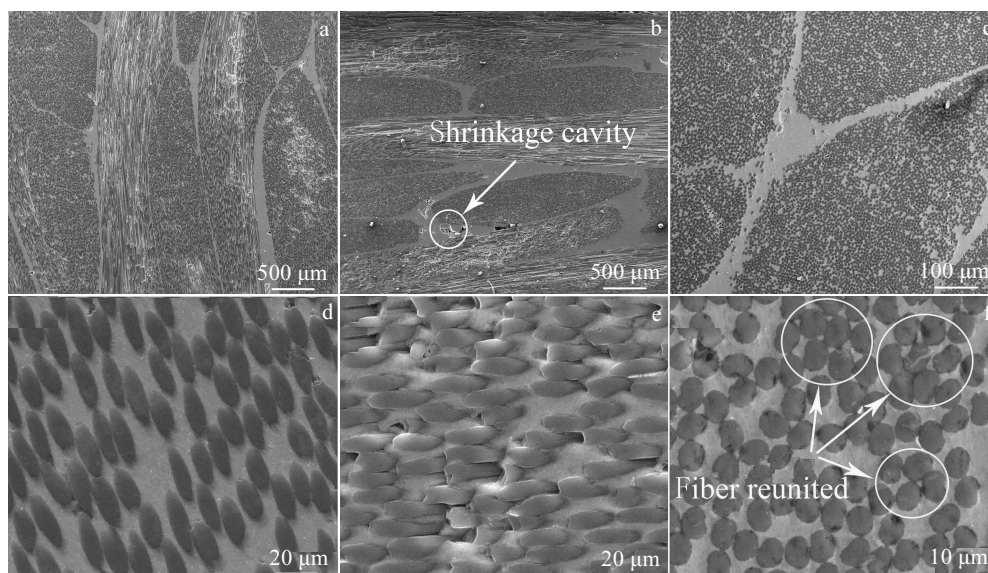


图6 550 °C预热温度下的三维五向 C_f/Al 复合材料的微观组织

Fig.6 Microstructures of 3D five-directional C_f/Al composites at the preheating temperature of 550 °C: (a, d) plane, (b, e) vertical surface, and (c, f) intersecting surface

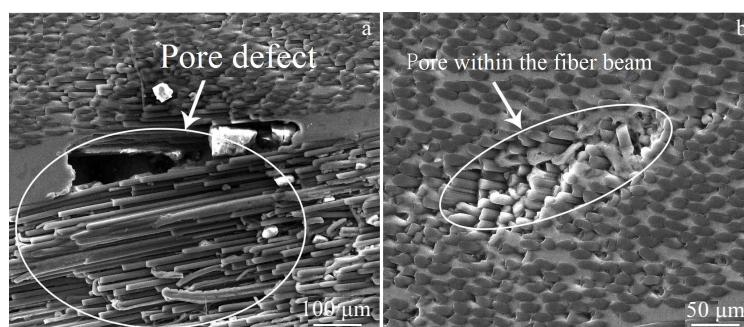


图7 550 °C预热温度下的三维五向 C_f/Al 复合材料的孔隙缺陷

Fig.7 Pore defects of 3D five-directional C_f/Al composites at the preheating temperature of 550 °C

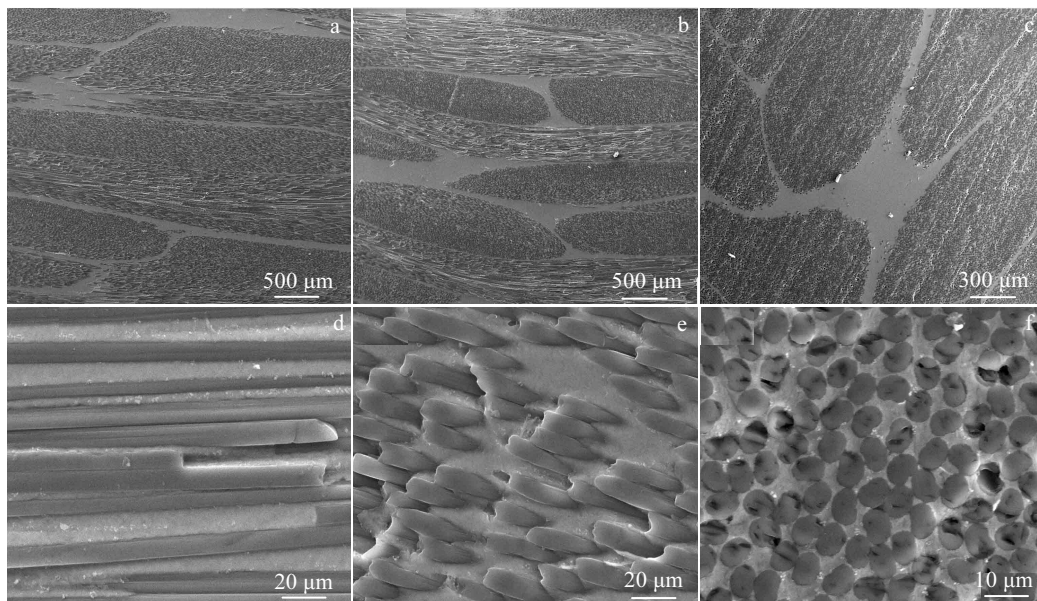


图 8 570 °C 预热温度下的三维五向 C_f/Al 复合材料的微观组织

Fig.8 Microstructures of 3D five-directional C_f/Al composites at the preheating temperature of 570 °C: (a, d) plane, (b, e) vertical surface, and (c, f) intersecting surface

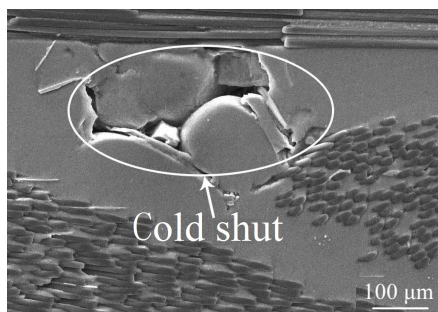


图 9 570 °C 预热温度下的三维五向 C_f/Al 复合材料的冷隔缺陷

Fig.9 Cold shut of 3D five-directional C_f/Al composites at the preheating temperature of 570 °C

很明显,随着纤维预热温度的逐步提高,三维五向 C_f/Al 复合材料的纤维分布更趋均匀,微观组织缺陷逐渐减少,束间孔隙明显减少,并基本消除了束内孔隙、冷隔及纤维偏聚等微观组织缺陷。

2.2 三维正交 C_f/Al 复合材料的微观缺陷及形成机理

图 11 为 530 °C 纤维预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的微观组织。由于预热温度低,复合材料内部有较多的孔隙缺陷及纤维偏聚现象,由于预热温度较低,使得基体集聚区形成了较大的显微缩孔,其尺寸约为 500 μm。图 12 为 530 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的“冷隔”缺陷,其尺寸较大,约为 600 μm,同样位于基体集聚区。与 530 °C 预热温度下的三维五向

C_f/Al 复合材料的微观组织相比,可以看出三维五向编织结构中纤维束朝多个方向倾斜,其它方向的纤维束与编织成型方向有一夹角,相交的两纤维束间间距在交点处小,远离交点处大,在浸渗时铝液会受到多个方向纤维束的作用,在间距小处铝液受到的阻力大,而三维正交编织结构中纤维束只有三个方向,且两两相互垂直,纤维束之间的间距保持不变,浸渗时铝液受到纤维束的作用力较三维五向结构的小,故浸渗束间通道时阻力相对较小,在浸渗纤维束内时其金属液流动性依然较好,不易形成束内孔隙。

图 13 为 550 °C 纤维预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的微观组织,可以看出浸渗效果较好,没有明显的孔隙,但依然有少量纤维偏聚。从图 13a, 13c, 13e 可以明显看出,采用三维正交编织结构的复合材料其纤维束形状类似于矩形,这与采用三维五向编织的复合材料的纤维束呈类椭圆形的现象完全不同,这是两种不同编织方法成形后的纤维束形态最明显的差异,与采用三维五向预制体编织结构的复合材料相比,三维正交 C_f/Al 复合材料微观组织中束内孔隙较少,体现了三维正交编织方法在结构上的优势。

图 14 为 550 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的夹杂及冷隔缺陷,尺寸约为 200 μm,比 530 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料缺陷更小,主要分布在纤维束间的基体集聚区,可以看到几个球状凸起、且其表面粗糙不平,状如碎屑,这应该是浸渗铝液

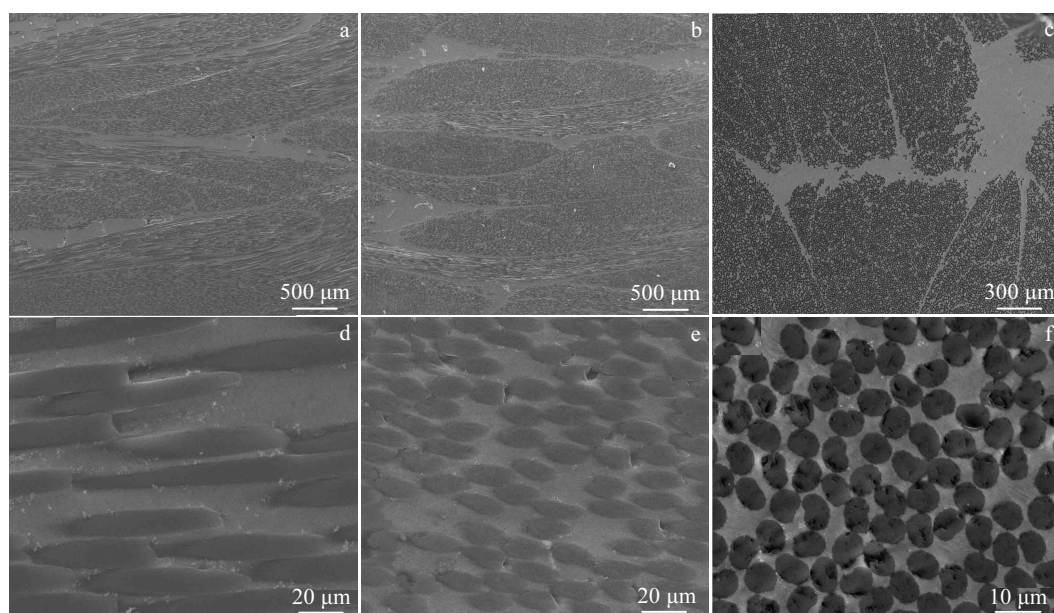
图 10 590 °C 预热温度下的三维五向 C_f/Al 复合材料的微观组织

Fig.10 Microstructures of 3D five-directional C_f/Al composites at the preheating temperature of 590 °C: (a, d) plane, (b, e) vertical surface, and (c, f) intersecting surface

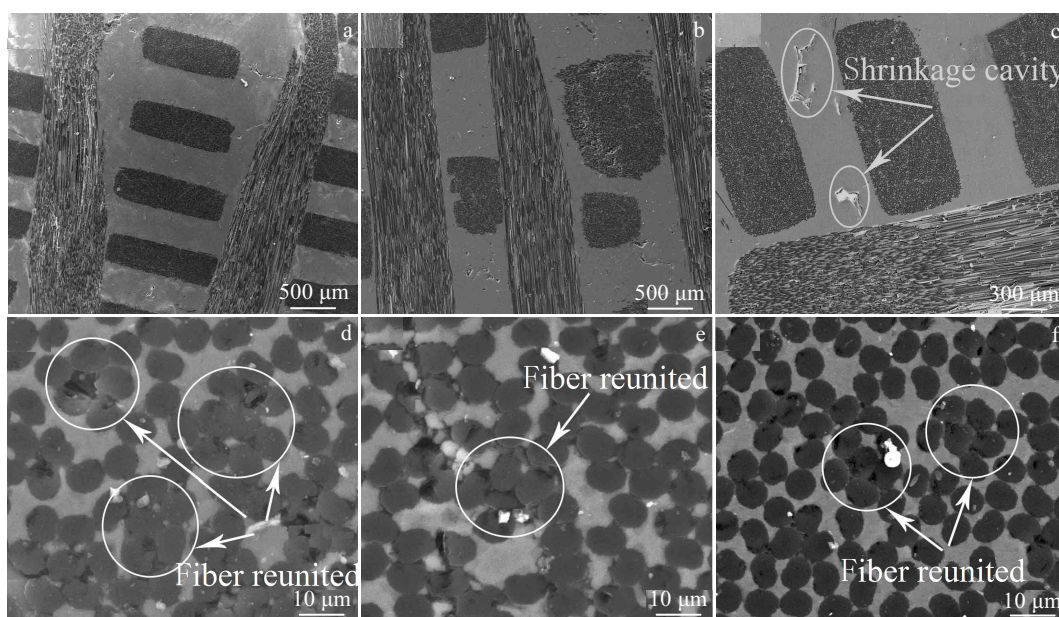
图 11 530 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的微观组织

Fig.11 Microstructures of 3D orthogonal C_f/Al composites at the preheating temperature of 530 °C: (a, d) plane, (b, e) vertical surface, and (c, f) intersecting surface

所带入的细小夹杂物，在试样制备过程中夹杂剥落所致。此种缺陷应是由于微夹杂处于浸渗前沿，并同时产生了冷隔所致。

图 15 为 570 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的显微组织。从图 15a 可以看出平面内的纤维束分

布，此面内左侧的纤维束未受到其它纤维束的约束，分散成短矩形，在右侧竖直分布的纤维束约束了垂直方向的纤维束，只允许其在长度方向上扩散，故其分散成长条型矩形，而其宽度方向上因受约束，不利于纤维在铝液中分散，易造成如图 15b 所示的少量偏聚现象。从图

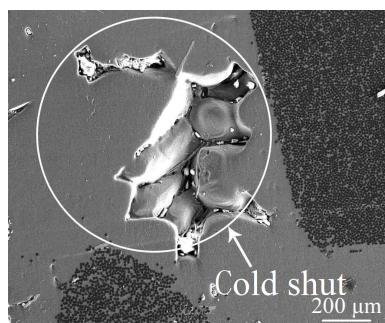


图 12 530 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的冷隔缺陷
Fig.12 Cold shut of 3D orthogonal C_f/Al composites at the preheating temperature of 530 °C

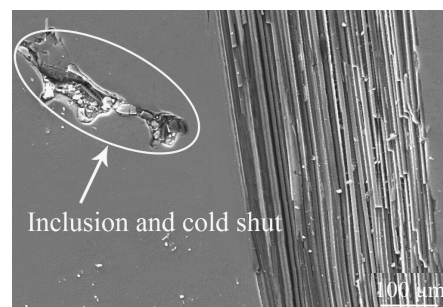


图 14 550 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的微夹杂及冷隔缺陷
Fig.14 Inclusion and cold shut of 3D orthogonal C_f/Al composites at the preheating temperature of 550 °C

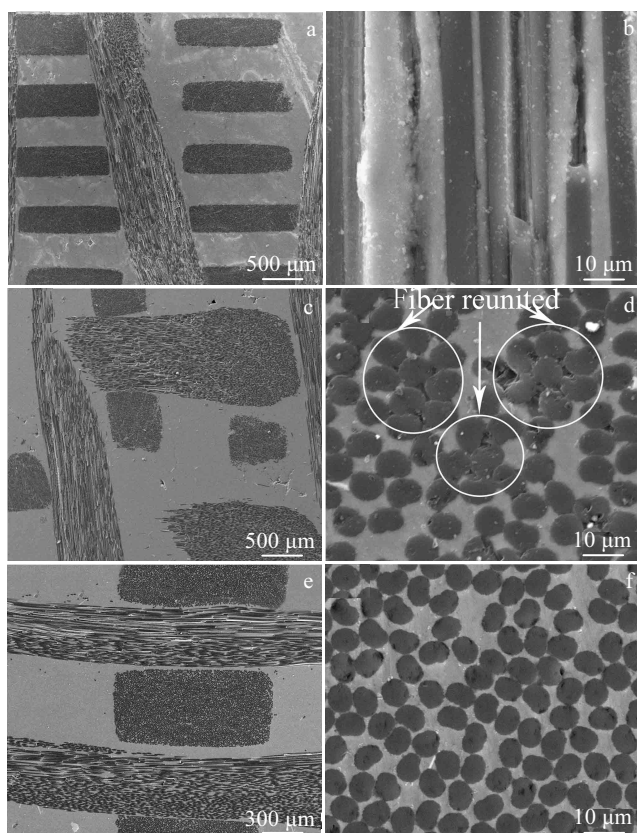


图 13 550 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的微观组织
Fig.13 Microstructures of 3D orthogonal C_f/Al composites at the preheating temperature of 550 °C: (a, b) plane, (c, d) vertical surface, and (e, f) intersecting surface

15d 和图 15f 可看出此预热温度下复合材料中纤维分布较均匀, 无明显孔隙。图 16 为 570 °C 预热温度下三维正交 C_f/Al 复合材料的“冷隔”缺陷, 尺寸约为 300 μm , 同样位于基体集聚区。

图 17 为纤维预热温度为 590 °C 的三维正交 C_f/Al 复合材料的微观组织。从图 17a, 17c, 17e 可以清晰地

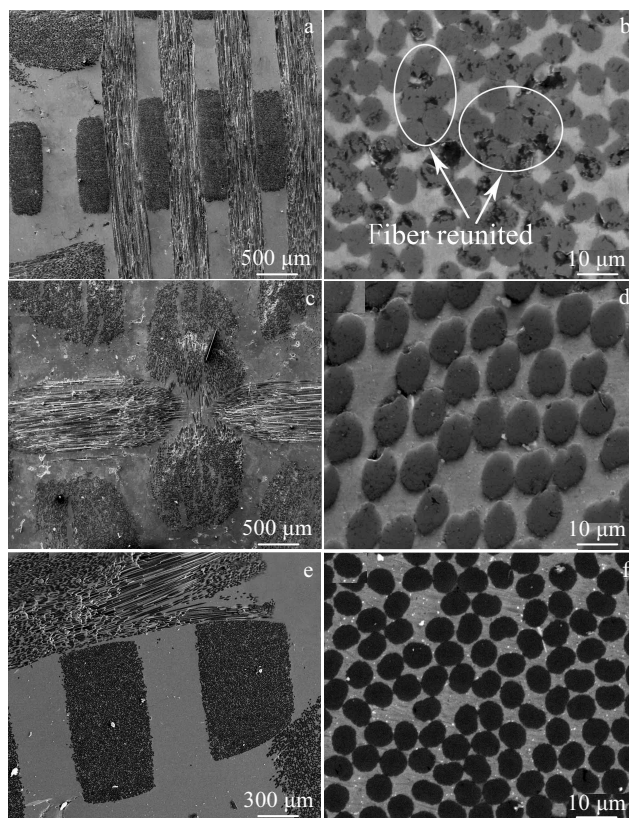


图 15 570 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的微观组织
Fig.15 Microstructures of 3D orthogonal C_f/Al composites at the preheating temperature of 570 °C: (a, b) plane, (c, d) vertical surface, and (e, f) intersecting surface

看出没有明显的束间孔隙, 说明较高预热温度制备的三维正交 C_f/Al 复合材料比低预热温度制备的三维正交 C_f/Al 复合材料的浸渗效果更好, 孔隙缺陷显著减少。从图 17d、17f 可发现侧面及横截面内的纤维分布较均匀, 但图 17b 平面形貌中依然存在少量纤维团聚现象,

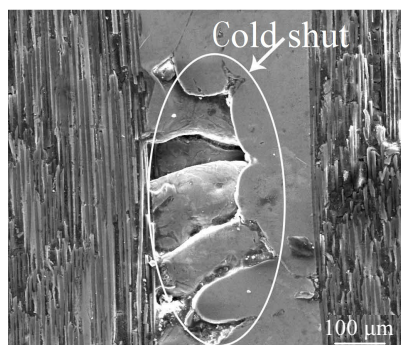


图 16 570 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的冷隔缺陷

Fig.16 Cold shut of 3D orthogonal C_f/Al composites at the preheating temperature of 570 °C

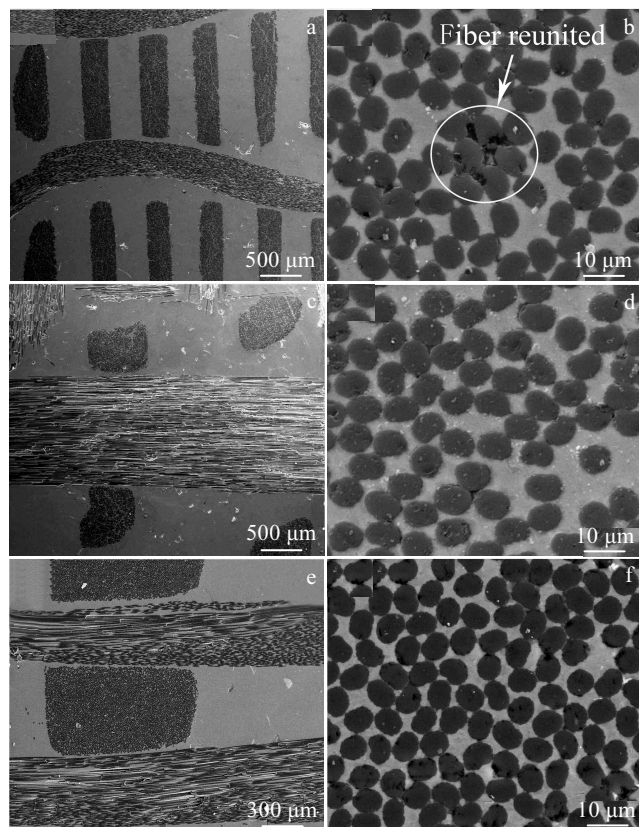


图 17 590 °C 预热温度下的三维正交 C_f/Al 复合材料的微观组织

Fig.17 Microstructures of 3D orthogonal C_f/Al composites at the preheating temperature of 590 °C: (a, b) plane, (c, d) vertical surface, and (e, f) intersecting surface

这是由于三维正交编织结构在此方向的纤维束受到比其它方向纤维束的约束更多导致的。

随着纤维预热温度的逐步提升, 三维正交 C_f/Al 复合材料的微观组织演变特点为: 纤维分布更趋于均匀,

孔隙缺陷显著减少, 纤维局部偏聚现象逐渐减少, 但在平面形貌中仍一直存在少量纤维偏聚现象。

3 结 论

1) 三维五向 C_f/Al 复合材料真空气压浸渗成形的缺陷主要有束内孔隙(浇不足)、束间孔隙(显微缩孔、冷隔)、微夹杂及纤维偏聚; 三维正交 C_f/Al 复合材料真空气压浸渗成形的缺陷主要有束间孔隙(显微缩孔、冷隔)及纤维偏聚。孔隙缺陷的尺寸大多处于 150~600 μm 之间。

2) 在相同的浸渗工艺下, 三维正交 C_f/Al 复合材料束内孔隙及束间孔隙较三维五向 C_f/Al 复合材料要少, 而纤维偏聚现象较三维五向 C_f/Al 复合材料严重, 造成其微观缺陷差异的主要原因在于其编织结构的差异。

3) 纤维预制体预热温度较低时, 基体集聚处容易形成显微缩孔、冷隔及纤维偏聚等微观缺陷; 随着预制体预热温度的升高, 复合材料的微观缺陷显著减少; 其中, 三维五向 C_f/Al 复合材料随预热温度的升高, 纤维分布更趋均匀, 组织缺陷逐渐减少, 提高预热温度可以减少束间孔隙, 并可基本消除束内孔隙及纤维偏聚现象; 而三维正交 C_f/Al 复合材料随着预热温度的升高, 纤维偏聚现象也逐渐减少, 纤维分布趋于均匀, 但因其自身编织结构的特点, 平面形貌中始终存在纤维偏聚现象。

参考文献 References

- [1] Liu Bing(刘 兵), Peng Chaoqun(彭超群), Wang Richu(王日初) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(9): 1705
- [2] Xue Liaoyu(薛辽豫), Wang Fuchi(王富耻), Wang Yangwei(王扬卫) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1908
- [3] Wang Xingming(汪星明), Xing Yufeng(邢誉峰). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2010, 31(5): 914
- [4] Wu Gaohui(武高辉). *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2014, 31(5): 1228
- [5] Song Meihui, Xiu Ziyang, Wu Gaohui et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2009, 19(S2): 382
- [6] Zhao Yi(赵 奕). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Shanghai: Donghua University, 2011
- [7] Xie Jianfei(谢剑飞), Yao Lan(姚 澜), Qiu Yiping(邱夷平). *Fiber Reinforced Plastics/Composites*(玻璃钢/复合材料)[J], 2012(2): 47
- [8] Ju Luyan, Qi Lehua, Wei Xinliang et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 651: 127
- [9] Melenka G W, Lepp E, Cheung B K O et al. *Composites*

- Structures*[J], 2015, 131: 384
- [10] Ji Xing(吉 幸), Luo Xian(罗 贤), Yang Yanqing(杨延清) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(S2): 401
- [11] Miracle D B. *Composites Science and Technology*[J], 2005, 65(15-16): 2526
- [12] Yang H N, Gu M Y, Jiang W J *et al. Journal of Materials Science*[J], 1996, 31(7): 1903
- [13] Daoud A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 391(1-2): 114
- [14] Zhou Zhenzhen(周珍珍), Xu Zhifeng(徐志锋), Yu Huan(余 欢) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2016, 26(4): 773
- [15] Nie Mingming(聂明明), Xu Zhifeng(徐志锋), Xu Peng(徐 鹏) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2016, 26(5): 1001
- [16] Landry K, Kalogeropoulou S, Eustathopoulos N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 254(1-2): 99

Micro-defects of 3D-C_f/Al Composites by Vacuum Pressure Infiltration

Nie Mingming, Xu Zhifeng, Yu Huan, Wang Zhenjun, Zhou Zhenzhen, Cai Changchun

(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 to prepare 3D five-directional and 3D orthogonal braided performs woven by M40 graphite fiber composite (3D-C_f/Al) with the volume fraction of 51% and the density higher than 97%. The morphology and formation mechanism of micro-defects and control measures were analyzed, and the effects of braiding structures on micro-defect formation were compared. Results show that the defects in the composite are micron grade micro-defects, including pores within the fiber beam and partial fiber reunited, cold shut, microscopy shrinkage cavity and small inclusion in the substrate concentration. The 3D orthogonal composite has less pores between the fiber beam and pores within the fiber beam than the 3D five-directional composite, while the fiber reunited phenomenon of 3D orthogonal composite is more serious than that of 3D five-directional composite. The main reason for the different defects is braided structure distinctions. Increasing the fiber preheating temperature could effectively reduce the internal pores defect and partial fiber reunited phenomenon.

Key words: 3D-woven; C_f/Al composites; fiber preheating temperature; braided structure; micro-defect

Corresponding author: Xu Zhifeng, Professor, National Defence Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-86453167, E-mail: xu_zhf@163.com