

2.5 维织物 C_f/Al 复合材料制备及其经纬向拉伸变形力学行为研究

王振军¹, 董敬涛¹, Gui Wang², 余欢¹, 徐志锋¹, Matthew S. Dargusch²

(1. 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)

(2. Centre of Advanced Materials Processing and Manufacturing, The University of Queensland, St Lucia, QLD 4072, Australia)

摘要: 以石墨纤维 2.5 维机织物为增强体, 铝合金 ZL301 为基体材料, 采用真空辅助压力浸渗法制备了 2.5 维织物 C_f/Al 复合材料, 研究了 3 种织物预热温度下制备的复合材料相对致密度和微观组织形貌, 分析了其界面产物组成与界面结构特征, 测试了其经、纬向准静态拉伸变形力学行为并分析了其断口形貌。结果表明: 复合材料织物的细观结构完整, 内部纤维分布均匀, 致密度随预热温度提高而略有上升, 界面棒状产物为 Al_4C_3 相, 其相对含量随预热温度的提高而增加, 从而引起复合材料经向和纬向力学性能的下降。复合材料经向拉伸强度高于纬向拉伸强度, 且其应力-应变行为呈现出显著的非线性特征, 复合材料经向和纬向拉伸变形过程均可划分为 3 个阶段: 初始弹性变形阶段、中间弹塑性变形阶段和最终损伤与断裂阶段。

关键词: 2.5 维织物; C_f/Al 复合材料; 微观组织; 界面; 力学行为

中图分类号: TB333; TG146.2⁺¹

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)12-3744-09

2.5D 机织复合材料是三维角连锁机织复合材料领域的一个分支, 具有优异的整体性能以及材料结构设计灵活等优点。其不仅避免了 2D 叠层复合材料层间性能差的缺点, 又解决了 3D 编织复合材料制造工艺复杂的问题, 降低了制造成本, 缩短了生产周期, 且能够制备异形构件^[1]。目前, 对于 2.5D 机织复合材料的研究主要集中在陶瓷基和树脂基复合材料。矫桂琼等人^[2,3]研究了 2.5D- C/SiC 复合材料拉伸载荷作用下的力学性能和损伤过程, 结果表明, 复合材料沿经向和纬向的拉伸应力-应变曲线相似, 对应特征切线模量可将损伤演化过程划分为 3 个阶段; 在此基础上通过试验研究了 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料单轴拉伸损伤特征并预测了其经/纬向强度。Ma 等人^[4]建立了 2.5D 机织 C/SiC 复合材料的几何模型, 实验和计算结果表明, 复合材料经/纬向拉伸应力-应变曲线均表现出非线性特征。Dalmaz 等人^[5]利用 Eshelby 模型预测了 2.5D- C_f/SiC 复合材料弹性模量, 并实验验证了该模型的准确性。Boitier 等人^[6]采用多尺度模拟法分析了 2.5D- C/SiC 复合材料拉伸蠕变行为及性能, 揭示了其蠕变失效机理。温卫东等人^[7,8]建立了 2.5 维机织树脂

基复合材料纬向拉伸初始屈服条件和屈服准则, 在复合材料单胞模型基础上建立了基于渐进损伤理论的强度预测模型, 预测了复合材料不同机织参数下的拉伸强度, 指出树脂基体横向开裂是复合材料纬向拉伸过程产生初始屈服的主要原因。

从现有文献看, 国内外研究者针对 2.5D 机织物增强树脂基或陶瓷基复合材料组织与性能开展了大量研究, 并采用解析法或细观力学有限元法预测其弹性常数和强度。截止目前, 有关 2.5D 机织物增强铝基复合材料制备及其变形行为与机理的研究报道还非常少^[9]。Qi 等人^[10]制备了不同铺层转向角 (30° 、 45° 、 60° 、 90°) 的纤维预制体, 利用真空浸渗挤压法制备了 2D- C_f/Al 复合材料, 并建立了各层纤维承载能力的计算模型, 结果表明纤维承载能力受铺层角度影响较大, 当铺层角度为 45° 时预制体承载能力最强, 复合材料极限拉伸强度达到 255 MPa。Ma 等人^[11]采用真空吸渗挤压工艺制备了二维碳纤维增强铝基复合材料, 分析了挤压力对预制体纤维损伤及复合材料浸渗组织的影响, 复合材料极限拉伸强度达到了 281.2 MPa, 较基体合金提高了 138.9%。Alhashmy 等人^[12]将碳布/铝箔交替叠

收稿日期: 2016-12-14

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开放基金 (GF201301007); 国家留学基金资助项目 (CSC201608360034)

作者简介: 王振军, 男, 1974 年生, 副教授, 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, E-mail: wangzhj@nchu.edu.cn

层后利用挤压铸造技术制备了 C_f/Al 复合材料, 铝熔体等静压作用有利于保持叠层构型并避免了纤维偏聚现象, 除界面生成的碳化物外未发现明显的纤维损伤, 复合材料硬度较基体合金提高了 50%。综上所述, C_f/Al 复合材料的制备主要采用液态复合成形法^[13,14], 然而 C_f/Al 复合材料的发展的一直受到碳纤维表面润湿性差且易于与铝合金发生有害界面反应等问题的限制^[15]。因此, 分析探讨微观组织特别是界面组织对其性能的影响机理就显得十分必要, 这也是制备高性能 2.5D-C_f/Al 复合材料的研究重点。此外, 由于 2.5D 织物特殊的经纬纱细观结构^[16], 导致 2.5D-C_f/Al 复合材料变形中基体弹塑性变形与经/纬纱纤维弹性变形之间存在复杂的交互作用, 其变形行为及机理与 2.5D 增强陶瓷基复合材料和树脂基复合材料存在较大差异, 然而目前并未见到这方面的报道。

本实验选用石墨纤维 2.5D 机织物为增强体, 以铸造铝合金 ZL301 为基体, 采用真空辅助压力浸渗法制备 2.5 维织物 C_f/Al 复合材料 (2.5D-C_f/Al 复合材料), 研究 3 种织物预热温度制备的复合材料微观组织特征、界面产物和经/纬向拉伸力学行为, 分析预热温度对复合材料界面产物含量以及经/纬向拉伸力学性能的影响, 探讨经/纬向拉伸过程中基体弹塑性变形流动与纤维弹性变形之间的相互作用行为, 分析其对复合材料经/纬向拉伸断裂失效影响机理。研究结果可为深入掌握 2.5D-C_f/Al 复合材料变形力学行为及其损伤断裂机理, 合理设计织物结构和复合材料制备工艺提供依据。

1 实验

1.1 实验材料

基体合金选用铸造铝合金 ZL301 (ZAlMg10), 其主要成分见表 1。增强相材料为日本东丽 6K 石墨纤维 M40J, 纤维性能参数如表 2 所示, 2.5D 预制体织物及其细观结构模型如图 1 所示, 其机织工艺参数见表 3。

1.2 复合材料的制备及性能表征

采用真空辅助压力浸渗法制备 2.5D-C_f/Al 复合材料, 真空辅助压力浸渗装置示意图如图 2 所示。该设备的控制系统能够准确地控制熔体温度、织物预热温度、浸渗压力和保温时间等工艺参数, 实现了制备工艺参数的全程稳定控制。此外, 外加的保护气体系统可对整个装置提供气体保护, 防止基体合金及碳纤维织物氧化。

表 1 基体 ZL301 合金的化学成分

Mg	Zn	Ti	Si	Cu	Mn	Al
9.5~11.0	0.15	0.15	0.3	0.1	0.15	Bal.

表 2 石墨纤维 M40J 的性能参数

Average diameter/μm	Tensile strength/MPa	Young's modulus/GPa	Density/g cm ⁻³
6.5	4400	392	1.77

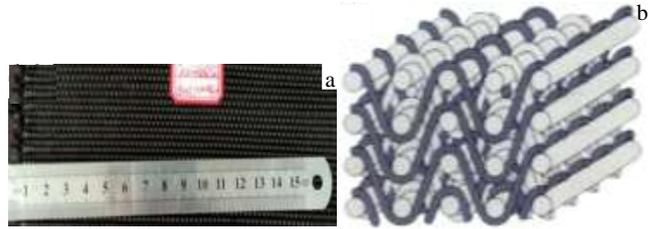


图 1 2.5D 纤维织物及其机织结构示意图

Fig.1 Appearance and architecture of the 2.5D fabric: (a) 2.5D fabric appearance and (b) 2.5D angle-interlock architecture

表 3 2.5D 碳纤维织物机织工艺参数

Parameters	Value
Fabric size/mm	200×200×3
Fabric structure	2.5D
Volume fraction of fiber/%	45
Warp density/cm	7
Weft density/cm	3 (2 bundles)
Volume ratio of warp and weft/%	54:46

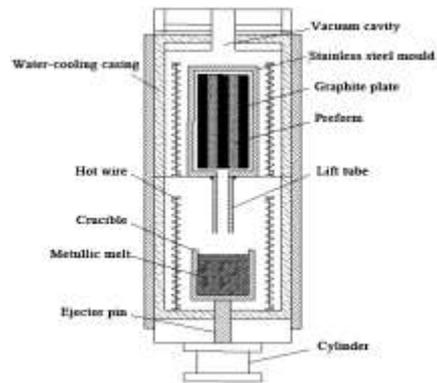


图 2 真空辅助压力浸渗装置与模具示意图

Fig. 2 Schematic diagram of vacuum assisted pressure infiltration device

根据 GB/T1447-2005 纤维增强塑料拉伸性能试验方法, 在制备的复合材料板材上, 采用电火花线切割分别沿经向和纬向按图 3a 所示尺寸加工成图 3b 所示的拉伸试样。拉伸前将试样表面打磨光滑并干燥, 以避免工作段的表面裂纹引起应力集中而影响拉伸性能。采用 Instron5569 型电子万能材料试验机测试复合材料拉伸力学性能, 加载速率为 0.5 mm/min, 采用 Quanta2000 型扫描电镜 (SEM) 观察试样微观组织和

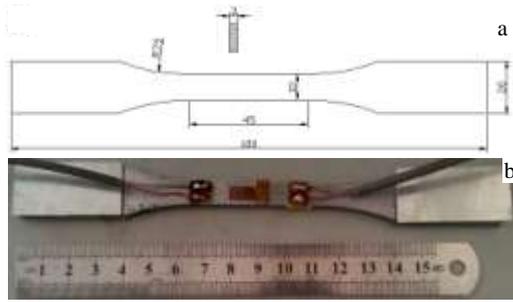


图 3 拉伸试样尺寸及其实物

Fig.3 Dimension and appearance of the tensile specimen: (a) specimen dimension and (b) specimen appearance

断口形貌,采用 D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪(XRD)分析复合材料物相组成及其相对含量,采用 JEM-200CK 型透射电镜分析复合材料界面产物结构特征。

2 结果与讨论

2.1 致密度及微观组织

致密度是反映真空辅助压力浸渗复合材料制备完整性的指标,能够间接反映复合材料的缺陷率,复合材料致密度越高,存在的缺陷就越少,越有利于其性能的提高^[12]。采用阿基米德排水法对制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料进行密度测试与计算。据基体铝合金密度与碳纤维密度按式(1) 计算出复合材料理论密度:

$$\rho_{理} = \rho_c V_f + \rho_m (1 - V_f) \quad (1)$$

式中, $\rho_{理}$ 为复合材料理论密度; ρ_c 为碳纤维密度; ρ_m 为铝合金密度; V_f 为碳纤维体积分数。

根据式(2) 计算 2.5D-C_f/Al 复合材料致密度:

$$\eta = \frac{\rho_{复}}{\rho_{理}} \times 100\% \quad (2)$$

式中, η 为复合材料致密度; $\rho_{理}$ 为复合材料理论密度;

$\rho_{复} = \frac{m_1 \rho_{水}}{m_1 - m_2}$ 为复合材料实测密度; 其中 m_1 为复合材料在空气中质量; m_2 为复合材料在蒸馏水中质量; $\rho_{水}$ 为蒸馏水密度。

3 种织物预热温度下制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料的平均致密度测试结果如表 4 所示,可以看出采用真空辅助压力浸渗法制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料组织完整性良好,其平均致密度随着预热温度升高而略有增加。

图 4a~4c 为 3 种织物预热温度制备的复合材料显微组织,可以看出在复合材料中织物细观结构没有明显的畸变,表明 2.5D 机织结构在浸渗成形后能较好地保持其完整性。在 3 种复合材料纤维束内分别观察其微观组织,结果如图 4d~f 所示,可以看出纤维均匀分

表 4 3 种织物预热温度制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料平均致密度

Table 4 Density of the composites prepared at three fabric preheating temperatures (%)

Fabric temperature/°C	530	570	600
Warp tensile specimen	96.6	98.1	98.7
Weft tensile specimen	95.8	97.3	98.5
Average value	96.2	97.7	98.4

布在铝合金基体内,未出现明显的纤维偏聚现象,说明不管是在纤维束的束间还是束内,铝合金充填的都比较完整,3 种织物预热温度条件下均可以制备出微观缺陷较少的复合材料。织物预热温度 530 °C 制备复合材料纤维束内可以发现局部的微观孔洞(图 4d)。而当预热温度达到 570 和 600 °C 时未发现这种微观缺陷,如图 4e 和 4f 所示。这是由于预热温度较高的织物与铝液之间温差较小,浸渗中延长了铝液在纤维孔隙中的冷却凝固时间,从而使得铝液在纤维之间有充分的流动充填时间,有利于减少浸渗缺陷并促进纤维在基体中均匀地分布^[9,17]。

C_f/Al 复合材料界面产生于其液态浸渗制备过程中,碳纤维与液态铝合金在高温下反应生成的 Al₄C₃ 化合物是其主要界面相^[18,19]。该界面相的化学组成和物理性能与碳纤维和基体合金均不相同,在承受载荷时界面所处的特殊环境对复合材料的整体性能有很大的影响。图 5 为 C_f/Al 复合材料界面的 TEM 分析结果,其中图 5a 为纤维/基体界面的微观形貌,从图中可以看出复合材料界面较平整,碳纤维保存较完整,界面上大多数区域较为干净,界面结合良好。通过对界面区域微观组织的进一步分析,发现了一些较为明显的短棒状界面产物,如图 5b 所示。该产物的电子衍射花样标定分析结果如图 5b 中插图所示,可以看出该界面产物为具有斜方六面体晶体结构的 Al₄C₃ 相。Al₄C₃ 相的形核机制为非均匀形核,依附于碳纤维表面形核,且一般垂直纤维向基体生长。

碳纤维与铝合金之间通过 Al₄C₃ 相形成以化学结合为主的界面结构。适当的界面结合强度能够确保载荷在基体和增强纤维之间的有效传递,达到碳纤维对基体合金增强的效果和目的,有利于获得性能优良复合材料。图 6 所示为 3 种织物预热温度下制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料的 XRD 衍射图谱。从图 6 中可以看出,3 种织物预热温度下制备的复合材料的 XRD 衍射图谱主要是由 Al、C、Al₄C₃ 及 Al₃Mg₂ 相的衍射峰组成。采用 Bruker D8 X 射线衍射仪自带的 Topas 软件,根据 Rietveld 多相全谱拟合方法近似计算了图 6 中各个物相的相对含量。结果表明,Al₄C₃ 相的近似含量由织

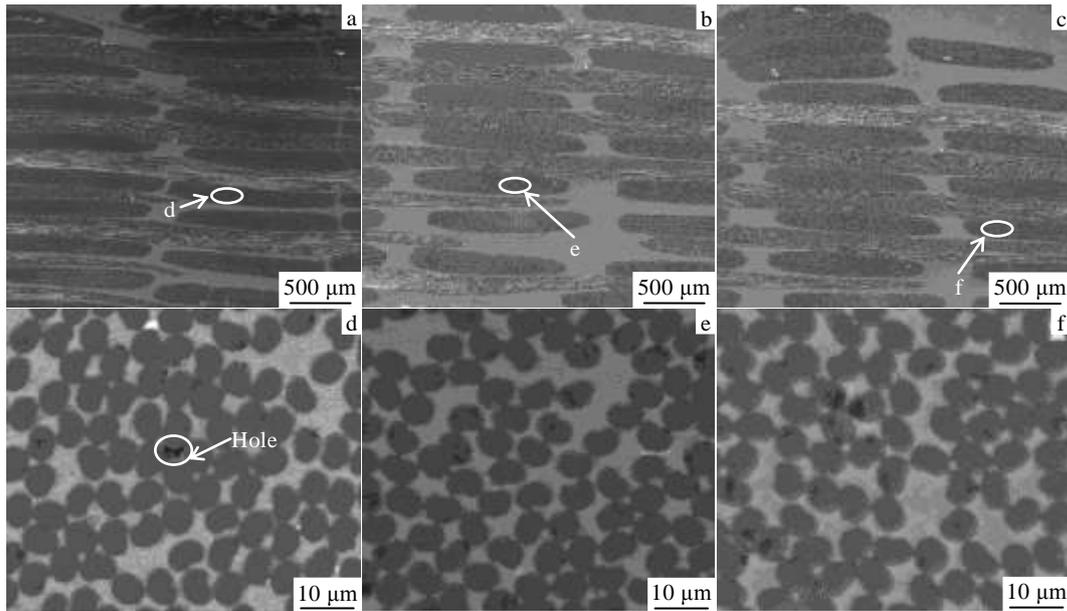


图 4 不同织物预热温度下制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料的微观特征和微观组织形貌

Fig. 4 Microstructures and morphologies of 2.5D-C_f/Al composites prepared at different fabric temperatures: (a, d) 530 °C, (b, e) 570 °C, and (c, f) 600 °C

物温度 530 °C 时的 4.9% 升到织物温度 570 °C 时的 5.3% 再到织物温度 600 °C 的 6.1%。由此可见，随织物预热温度的升高，制备的复合材料中因界面反应生成 Al₄C₃ 相的比例呈现出逐渐增大的趋势，这使得复合材料的界面结合也逐步增强。

2.2 复合材料经向拉伸变形力学行为

3 种织物预热温度制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料经向拉伸应力-应变曲线如图 7 所示。从图中可以明显地看出复合材料经向拉伸应力-应变曲线上没有明显的线性段，也没有明显的屈服应力和弹性极限，复合材料经向拉伸时表现出显著的非线性力学行为。经向拉伸应力-应变曲线的切线模量由初始阶段的较大值先减小最后再增大，这与 2.5D 机织陶瓷基复合材料经向拉伸力学行为较为相似^[2]，而不同于 2.5D 浅交弯联树脂基复合材料^[8]。

根据 2.5D-C_f/Al 复合材料经向拉伸切线模量特征可将应力-应变曲线划分为 3 阶段：第 I 阶段切线模量缓慢下降；第 II 阶段切线模量迅速下降；第 III 阶段切线模量又开始增大。3 种织物预热温度制备的复合材料 3 个阶段内切线模量的均值见表 5，可以看出 2.5D-C_f/Al 复合材料经向拉伸 3 个阶段的切线模量均高于 2.5D 机织陶瓷基和树脂基复合材料^[2,8]。

图 8a 为 2.5D 织物在经纱平面内的机织结构示意图，可以看出经纱走向呈现出近似正弦曲线的分布形态。选取其中一个结构单元，分析其经向拉伸过程中

纤维与基体的受力变形及其相互作用行为。在初始弹性变形阶段，拉伸载荷主要由基体合金承担，弯曲的经纱有伸直的趋势而纬纱状态未发生明显变化，如图 8b 所示，基体除承受拉伸应力外，还受到经纱与纬纱的挤压作用。此阶段基体发生弹性变形并伴随变形硬

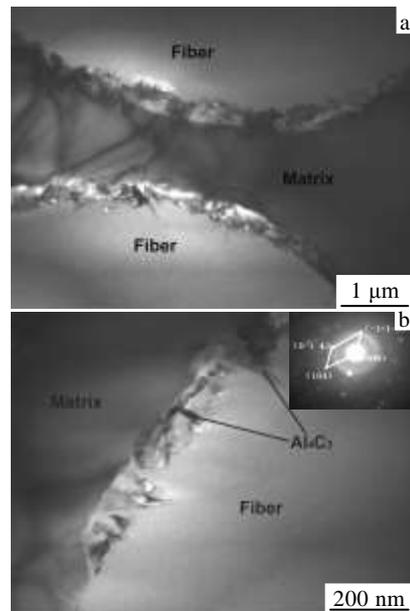


图 5 2.5D-C_f/Al 复合材料界面的 TEM 分析

Fig. 5 TEM images on the interface in 2.5D-C_f/Al composites: (a) interface structure, (b) morphology of Al₄C₃ phase, and SAED pattern (inset)

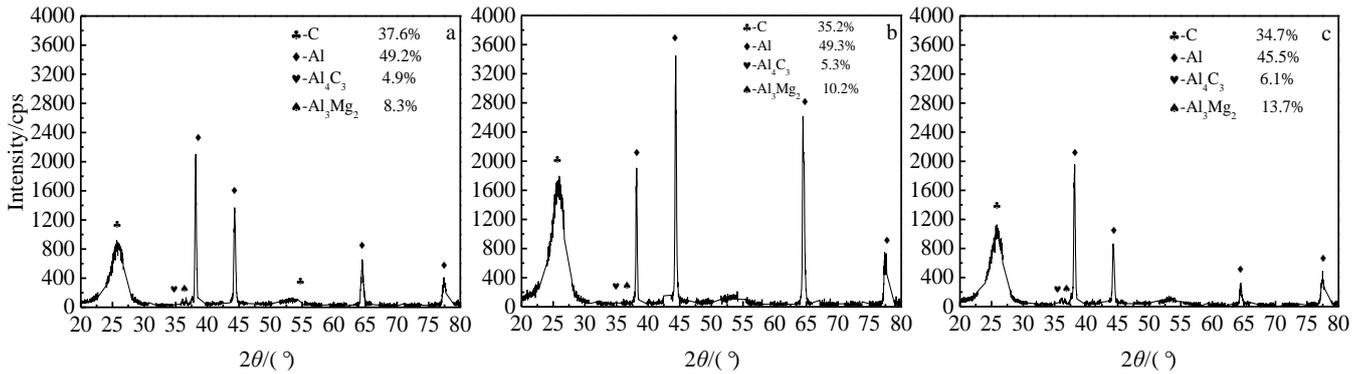


图 6 不同织物预热温度制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料的 XRD 图谱

Fig. 6 XRD patterns of 2.5D-C_f/Al composites prepared at different fabric temperatures: (a) 530 °C, (b) 570 °C, and (c) 600 °C

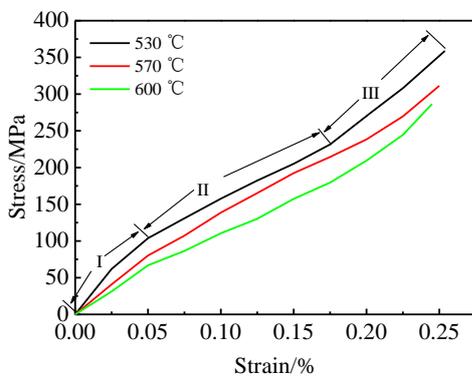


图 7 2.5D-C_f/Al 复合材料经向拉伸应力-应变曲线

Fig. 7 Tensile stress-strain curves of 2.5D-C_f/Al composites (warp direction)

表 5 2.5D-C_f/Al 复合材料经向拉伸切线模量
Table 5 Three stage tangent modulus of 2.5D-C_f/Al composite in warp direction (GPa)

Temperature/°C	Stage I	Stage II	Stage III
530	181.4	106.0	157.3
570	140.1	99.6	129.2
600	133.6	90.1	152.9
Average value	151.7	98.6	146.5

化，达到其屈服强度发生塑性变形而使其变形抗力降低，使得复合材料在该阶段的弹性模量缓慢减小（见图 7 中的曲线 I）。

随着拉伸变形量增大，复合材料变形进入中间弹塑性变形阶段，如图 7 曲线 II 所示。结构单元中经纬纱状态如图 8c 所示。在该变形阶段，由于经纬纱挤压作用增强，基体完全发生塑性流动，而经纱因基体束缚力减弱发生从弯曲向伸直状态转变，导致纵向应变迅速增大，引起复合材料拉伸模量显著下降；同时，由于经纱伸直变形对纬纱与基体的挤压，使得相邻纬纱

的层间距离减小，而使复合材料在拉伸方向产生较大的形变，这也是导致其弹性模量迅速下降的重要原因。

随着变形量进一步增加，拉伸载荷开始主要由近似平行于拉伸方向的经纱承担，由于碳纤维极高的纵向拉伸强度与模量，复合材料拉伸弹性模量又开始逐渐增大，如图 7 中的曲线 III 所示。与此同时，临近纬纱的经纱因弯曲程度较大而承受剪应力，碳纤维因抗剪强度较低逐渐发生损伤断裂并最终引起复合材料断裂失效，此为复合材料变形的最终断裂阶段，其变形机理如图 8d 所示。

图 9 所示为 3 种织物预热温度下制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料经向拉伸断口形貌。拉伸载荷由基体通过界面传递到纤维上，纤维是复合材料主要承载相，部分纤维断裂后带来的应力集中主要通过铝合金基体塑形变形来缓解，复合材料最终断口是基体裂纹扩展连接及大量纤维断裂形成的。从图 9a 可以看出复合材料经向拉伸断口参差不齐，有大量纤维拔出痕迹且拔出长度较长，经向拉伸断口主要是经纱纤维拔出和断裂破坏。从图 9b 和图 9c 可以看出，复合材料经向断口相对较为平齐，局部区域存在经纱纤维从基体中拔出后留下的孔洞；纬向纤维则主要表现为沿拉伸方向的束内横向开裂。通过对比可见，随着织物预热温度提高，复合材料经向拉伸断口中经纱的断裂变得更加平齐。由于界面反应随织物预热温度升高而加剧，界面生成 Al₄C₃ 相的比例逐渐增大（如图 6 所示），使得复合材料界面结合增强。承受拉伸载荷时基体裂纹扩展至界面后无法沿界面偏转，在裂纹尖端造成严重的界面应力集中，裂纹直接穿过纤维而引起纤维断裂，无法有效发挥纤维承载能力以及界面滑移对载荷能量的耗散作用，最终导致复合材料性能下降且断裂后形成较为平齐的断口。

2.3 复合材料纬向拉伸变形力学行为

3 种织物预热温度下制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料

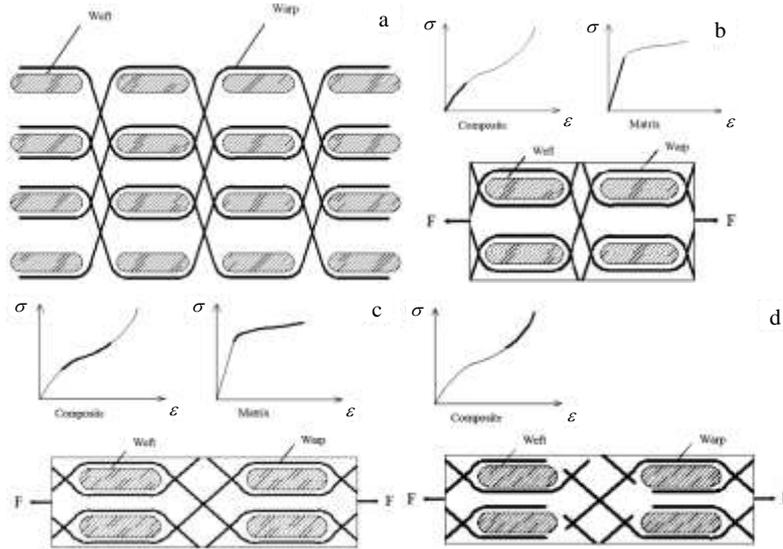


图 8 2.5D-C_f/Al 复合材料经向拉伸变形过程示意图

Fig.8 Schematic diagram on the deformation behavior of 2.5D-C_f/Al composite in warp direction: (a) structure of 2.5D fabric in warp plane, (b) initial elastic deformation stage, (c) middle elastic plastic deformation stage, and (d) final fracture stage

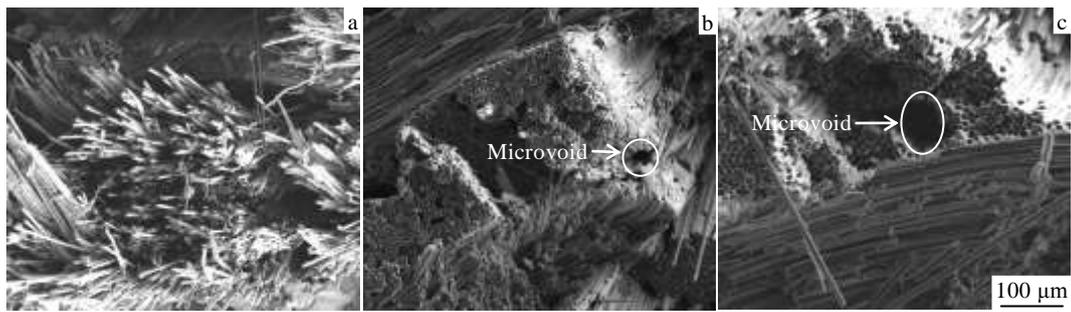


图 9 2.5D-C_f/Al 复合材料经向拉伸断口形貌

Fig.9 Warp tensile fracture morphologies of 2.5D-C_f/Al composites at different temperatures: (a) 530 °C, (b) 570 °C, and (c) 600 °C

纬向拉伸应力-应变曲线如图 10 所示。从图中可以看出其与经向拉伸应力-应变曲线变化趋势相似。2.5D 织物中经纱与纬纱分布形态和走向不同，因此其变形力

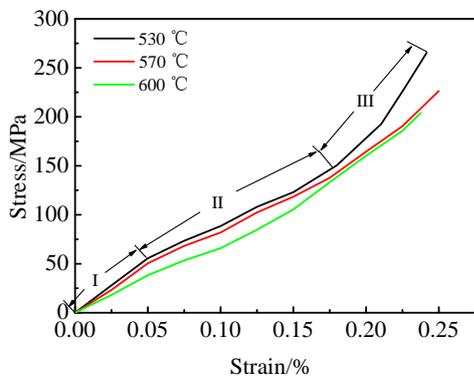


图 10 2.5D-C_f/Al 复合材料纬向拉伸应力-应变曲线

Fig.10 Tensile stress-strain curves of 2.5D-C_f/Al composites in weft direction

学行为也存在一定差异。相比经向拉伸曲线（图 7），纬向拉伸应力-应变曲线的初始弹性变形阶段（曲线 I）和中间弹塑性变形阶段（曲线 II）之间的切线模量差别较小，这表明经向拉伸较纬向拉伸呈现出更为显著的非线性特征。3 种织物预热温度制备的复合材料在 3 个阶段的切线模量均值见表 6，可以看出 2.5D-C_f/Al 复合材料纬向拉伸 3 个阶段的切线模量也均高于 2.5D

表 6 2.5D-C_f/Al 复合材料纬向拉伸切线模量
Table 6 Three stage tangent modulus of 2.5D-C_f/Al composite in weft direction (GPa)

Temperature/°C	Stage I	Stage II	Stage III
530	111.1	75.9	174.1
570	100.9	69.8	118.1
600	76.5	75.2	112.8
Average value	96.2	73.6	135.0

机织陶瓷基复合材料^[2,3]和树脂基复合材料^[7,8]。

图 11a 为 2.5D 织物在纬纱平面内的机织结构示意图, 该平面内纬纱呈直线分布形态。同样选取其结构单元分析纬向拉伸过程中纤维与基体受力及其相互作用行为。根据纬向拉伸应力-应变曲线中切线模量特征, 复合材料纬向拉伸变形也可划分为 3 个阶段。初始弹性变形阶段, 基体合金发生弹性变形伴随加工硬化, 如图 11b 所示。载荷应力因应变量较小并未传递至纬纱, 纬向纤维未能发挥其承载作用, 由于载荷应力主要由弹性模量较低的铝基体承担, 应力随着应变增加而缓慢增大, 复合材料弹性模量并不高, 如图 10 中曲线 I 所示。复合材料变形进入中间弹塑性变形阶段后, 其切线模量略小于初始弹性变形阶段, 如图 10 曲线 II 所示。此时基体屈服后进入塑性流变状态, 而随着拉伸变形量增大, 在纬向上相邻经纱的间距因基体塑性流动而变大; 同时部分经纱界面处开始产生开裂, 导致拉伸应力随应变增加缓慢上升, 该阶段切线

模量较前一阶段略有下降, 复合材料变形模式如图 11c 所示。随着纬向变形量进一步增加, 平行拉伸方向的纬纱开始承受主要拉伸载荷, 应力随应变增加而迅速上升, 复合材料表现出较高的切线模量, 如图 10 中曲线 III 所示。经纱/基体界面横向开裂萌生的裂纹扩展至纬纱界面后, 引起界面应力集中并最终导致纬向纤维断裂, 如图 11d 所示, 复合材料达到其极限强度并最终断裂失效。

图 12 所示为 3 种织物预热温度制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料纬向拉伸断口形貌。可以看出纬纱纤维区域的断口较为平齐, 纤维拔出现象不明显, 此区域内存在少量因纤维拔出形成的孔洞。此外, 3 种织物预热温度制备的复合材料纬纱断口形貌差异不明显, 说明界面结合强弱对纬纱拉伸断裂的影响不大。3 种复合材料中经纱纤维束几乎完全横向开裂, 因经纱开裂而出现部分纤维横向折断现象。原因可能是由于 2.5D 机织结构中经纱缠绕搭接在纬纱上(如图 8a), 纬向拉伸时

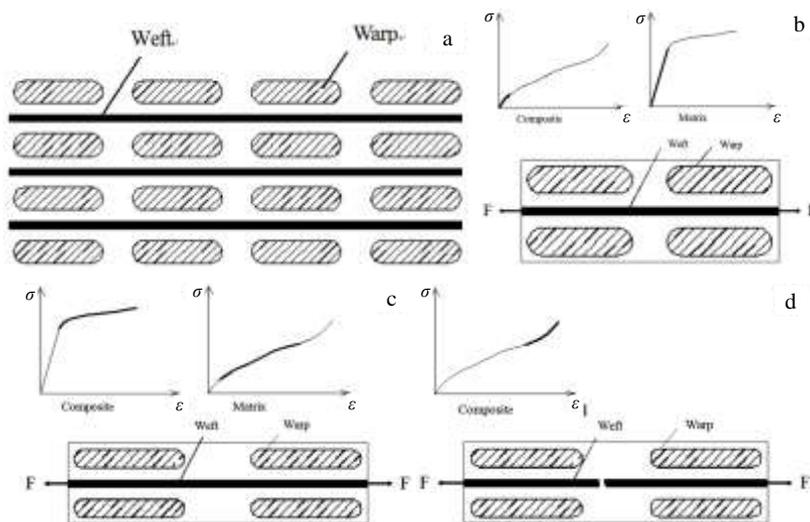


图 11 2.5D-C_f/Al 复合材料纬向拉伸变形过程示意图

Fig.11 Schematic diagram on the deformation behavior of 2.5D-C_f/Al composite in weft direction: (a) structure of 2.5D fabric in weft plane, (b) initial elastic deformation stage, (c) middle elastic plastic deformation stage, and (d) final fracture stage

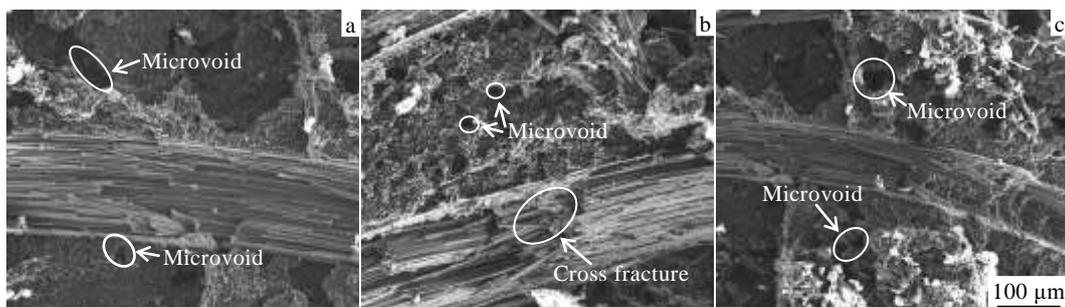


图 12 2.5D-C_f/Al 复合材料纬向拉伸断口形貌

Fig.12 Weft tensile fracture morphologies of 2.5D-C_f/Al composites at different temperatures: (a) 530 °C, (b) 570 °C, and (c) 600 °C

经纱纤维容易在搭接处发生界面开裂而横向折断。

2.5D-C_f/Al 复合材料中经纱处于屈曲状态, 不能简单采用单向纤维增强复合材料强度混合法则计算其经向拉伸理论强度, 采用燕瑛等人^[20]提出的机织复合材料经向强度预测方法式(3)计算其理论经向拉伸强度。纬向纤维处于平直状态, 因此可根据单向增强复合材料强度混合法则式(4)计算其纬向理论拉伸强度:

$$\sigma^{\text{Warp}} = \sigma_f V_f^{\text{Warp}} \cos \theta + \sigma_m (1 - V_f) \quad (3)$$

$$\sigma^{\text{Weft}} = \sigma_f V_f^{\text{Weft}} + \sigma_m (1 - V_f) \quad (4)$$

式中, σ^{Warp} , σ^{Weft} 分别为复合材料经向和纬向理论拉伸强度; σ_f 为纤维拉伸极限强度; σ_m 为基体合金极限强度; θ 为经纱纤维相对经向拉伸方向的平均取向角 ($\tan \theta$ 等于织物厚度方向上相邻纬纱层厚与经向方向上相邻纬纱层间距之比); V_f 为织物纤维体积分数; V_f^{Warp} , V_f^{Weft} 分别为织物中经纱和纬纱纤维体积分数, 可由 2.5D 织物的 V_f 以及经纱与纬纱体积之比计算。

根据公式(3), (4)以及表 2 和表 3, 计算得到 2.5D-C_f/Al 复合材料经向和纬向拉伸理论强度分别为 831 和 982 MPa。图 13 为 3 种织物预热温度制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料及随炉制备的铸态 ZL301 抗拉伸强度的对比。3 种织物预热温度制备的复合材料经向拉伸强度分别是铸态基体合金的 2.72 倍、2.56 倍和 2.48 倍, 纬向拉伸强度分别是铸态基体合金的 2.03 倍、1.86 倍和 1.76 倍, 说明碳纤维是复合材料的主要承载相且其增强效果较为明显。织物预热温度 530 °C 制备的复合材料经、纬向拉伸强度分别达到其理论强度的 42.8% 和 27%, 这与作者前期制备的单向 M40_f/Al 复合材料拉伸强度与理论强度的比值相近^[21]。由于 2.5D 机织结构中纤维在经向和纬向分配比例相近, 使得 2.5D-C_f/Al 复合材料具有较为均衡的经向和纬向拉伸性能, 二者与 McWilliams 等人^[22]所制备的 Al₂O₃ 纤维 2D 正

交织物增强 Al-2%Cu 复合材料拉伸力学性能相当。

值得注意的是, 2.5D-C_f/Al 复合材料经纬向拉伸强度均随织物预热温度升高而小幅下降。织物预热温度从 530 °C 升高到 600 °C 时, 复合材料经向和纬向拉伸强度分别下降了 69.26 和 61.58 MPa, 说明复合材料力学性能很大程度上受到界面结合性能的影响。另外, 从图 13 中可以发现, 无论何种织物预热温度制备的复合材料, 其经向强度均高于纬向强度。根据 2.5D 织物机织工艺参数(表 3), 经向纤维体积分数是纬向纤维的 1.17 倍, 而 3 种织物预热温度制备的复合材料经向强度分别是其纬向强度的 1.34、1.38 和 1.41 倍, 复合材料表现出更好的经向承载能力。这是由于纬向拉伸时平直的纬纱对经纱无约束作用, 使得经纱在横向载荷作用下易于发生界面开裂, 从而引起复合材料过早失效。而经向拉伸时屈曲的经纱伸直过程中对纬纱与基体均具有挤压作用, 这种压应力有利于抑制纬纱/基体界面的开裂, 使复合材料经向拉伸时表现出更好的承载能力。

3 结 论

1) 真空辅助压力浸渗法制备的 2.5D-C_f/Al 复合材料内部织物细观结构完整, 束内纤维分布均匀, 基体合金中无明显缺陷, 复合材料致密度随织物预热温度的提高而略有增加。

2) 3 种织物预热温度制备的复合材料界面上均存在短棒状脆性产物 Al₄C₃ 相, 其相对含量随织物预热温度提高而增加, 是引起复合材料经/纬向拉伸力学性能随织物预热温度提高而下降的主要原因。

3) 复合材料经/纬向拉伸力学行为均呈现出明显的非线性特征, 根据切线模量变化可将其应力-应变曲线划分为初始弹性变形、中间弹塑性变形和最终损伤与断裂阶段。

4) 复合材料经/纬向拉伸强度分别达到其理论强度的 42.8% 和 27%, 是铸态基体合金 ZL301 强度的 2.72 倍和 2.03 倍; 经向拉伸强度高于纬向抗拉伸强度, 复合材料经向拉伸时表现出更好的承载能力。

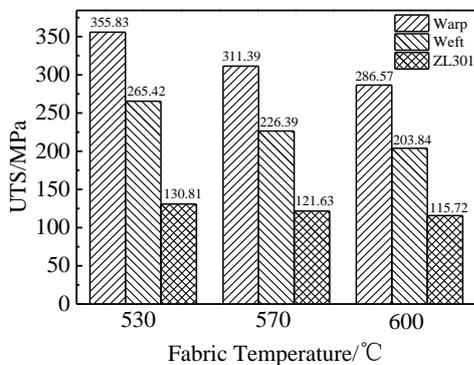


图 13 铸态 ZL301 合金和 2.5D-C_f/Al 复合材料抗拉伸强度对比
Fig.13 Ultimate tensile strength of as-cast ZL301 and the 2.5D-C_f/Al composites

参考文献 References

[1] Yang Zhenyu(杨振宇), Feng Xiang(俸翔), Su Zhou(苏洲) et al. *Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2010, 40(2): 67

[2] Chang Yanjun(常岩军), Jiao Guiqiong(矫桂琼), Tao Yongqiang(陶永强) et al. *Journal of Inorganic Materials*(无机材料学报)[J], 2008, 23(3): 509

[3] Liang Shifei(梁仕飞), Jiao Guiqiong(矫桂琼). *Gas Turbine Experiment and Research*(燃气涡轮试验与研究)[J], 2016,

- 29(2): 47
- [4] Ma Junqiang, Xu Yongdong, Zhang Litong *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 54: 1967
- [5] Dalamz A, Ducret D, Guerjouma R E *et al. Composites Science and Technology*[J], 2000, 60: 913
- [6] Boitier G, Chermant J L, Vicens J. *Journal of Materials Science*[J], 1999, 34: 2759
- [7] Zhen Jun(郑君), Wen Weidong(温卫东), Cui Haitao(崔海涛)*et al. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica* (航空学报)[J], 2009, 30(2): 254
- [8] Qiu Rui(邱睿), Wen Weidong(温卫东), Cui Haitao(崔海涛). *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2014, 31(3): 788
- [9] Yuan Xiumei(袁秀妹), Yu Huan(余欢), Wang Zhenjun(王振军) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2016, 36(3): 278
- [10] Qi L H, Ma Y Q, Zhou J M *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2015, 625: 343
- [11] Ma Yuqin, Qi Lehua, Zheng Wuqiang *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(7): 1915
- [12] Alhashmy Hasan Ali, Nganbe Michel. *Materials & Design*[J], 2015, 67: 154
- [13] Li Dan(李丹), Wu Jianjun(武建军), Dong Yun(董允). *Materials Review*(材料导报)[J], 2008, 23(5): 30
- [14] Shirvanimoghaddam K, Hamim S U, Akbari M K *et al. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2017, 92: 70
- [15] Chu Shuangjie(储双杰), Wu Renjie(吴人洁). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报) [J], 1997, 33(4): 432
- [16] Jiang Yun(蒋云), Zhu Jianxun(朱建勋), Zhang Jianzhong(张建钟) *et al. Fiber Glass*(玻璃纤维)[J], 2004(5): 38
- [17] Ma Yuqin(马玉钦), Qi Lehua(齐乐华), Wei Xinliang(卫新亮) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(1): 179
- [18] Yang Qiurong, Liu Jinxu, Li Shukui *et al. Materials and Design*[J], 2014, 57: 442
- [19] Wang Xu, Wang Chenchong, Zhang Zhichao *et al. Micron*[J], 2014, 65(4): 10
- [20] Yan Ying(燕瑛), Lou Chnag(楼畅), Cheng Chuanxian(成传贤) *et al. Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2001, 18(2): 109
- [21] Nie Mingming(聂明明), Xu Zhifeng(徐志锋), Yu Huan(余欢) *et al. Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2016, 33(12): 2797
- [22] McWilliams B, Dibelka J, Yen C F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 618: 142

Preparation of 2.5D Woven Fabric C_f/Al Composite and Its Tensile Deformation Behavior in Warp/Weft Direction

Wang Zhenjun¹, Dong Jingtao¹, Gui Wang², Yu Huan¹, Xu Zhifeng¹, Matthew S. Dargusch²

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

(2. Centre of Advanced Materials Processing and Manufacturing, The University of Queensland, St Lucia, QLD 4072, Australia)

Abstract: 2.5D woven fabric C_f/Al composites with graphite fiber as reinforcement and ZL301 as matrix alloy were fabricated by the vacuum assisted pressure infiltration method. The density and microstructure of the composites, which were prepared at three fabric temperature levels, were investigated. The crystal structure and composition of the interfacial product was revealed. The mechanical behavior of the composite along the warp and weft direction was investigated by the quasi-static tensile test and the fracture was also observed. The results indicate that the fabric structure can be maintained well, in which the fibers distribute uniformly. With the increase of fabric temperature, the density of the composites is improved slightly while the relative amount of interfacial product, which is identified to be Al₄C₃ phase with rod shape, increases obviously. This leads to the reduction of mechanical properties both in warp and weft direction. The tensile strength in warp direction has been proven to be higher than that in weft direction. The stress-strain behavior in warp direction exhibits significant nonlinear characteristic. The tensile deformation process both in warp and weft direction can be divided into three stages, i.e. the initial elastic deformation stage, the middle elastoplastic deformation stage and the final fracture stage.

Key words: 2.5D woven fabric; C_f/Al composite; microstructure; interface; mechanical property

Corresponding author: Wang Zhenjun, Associate Professor, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: wangzhj@nchu.edu.cn