

预热温度对 C_f/Al 复合材料微观组织及室温与高温力学性能的影响

王振军¹, 朱世学¹, 余欢¹, 徐志锋¹, 陈新文²

(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. 中航工业北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘 要: 以碳纤维三维五向织物为增强体, 铝合金 ZL301 为基体, 采用真空辅助压力浸渗法制备了三维五向增强 C_f/Al 复合材料, 研究了不同预热温度制备的复合材料微观组织特征和界面反应程度, 测试了复合材料在室温和高温下的拉伸力学性能并分析了其断口形貌。结果表明: 复合材料相对致密度随预热温度提高而增加, 纤维局部偏聚现象也明显减少, 与此同时, 界面反应物 Al_4C_3 相随预热温度提高而显著增多, 530~570 °C 复合材料室温强度随组织缺陷减少而增大, 570~600 °C 复合材料室温强度随界面反应程度增大而显著降低; 高温 (300 °C) 强度随预热温度提高而增加, 适当提高界面反应程度有利于提高复合材料高温力学性能, 高温拉伸中基体合金回复软化和界面结合强度弱化促进了复合材料断裂过程中的纤维拔出与界面滑移。

关键词: C_f/Al 复合材料; 微观组织; 界面; 力学性能; 高温

中图法分类号: TB331; TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)03-0982-08

先进飞行器及其发动机对轻量化、高性能和耐高温结构件的迫切需求, 推动着航空航天材料向轻质高强、高导热、高耐热和低膨胀方向发展。近年来出现的三维连续增强 C_f/Al 复合材料就是一种典型的轻质高强和结构-性能可设计材料, 其不但具有连续增强 C_f/Al 复合材料比强度和比模量高、热膨胀系数小、耐热性好等优点^[1-3], 而且三维编织结构使该复合材料具有良好的结构整体性和性能可设计性^[4,5], 与较成熟的三维增强树脂基复合材料相比, 其在耐高温、抗老化和抗辐射性能方面优势明显, 是一种在航空航天领域极具发展应用潜力的先进复合材料^[6]。

国内外学者对连续增强 C_f/Al 复合材料组织性能的大量研究表明, 组织缺陷和界面结合是影响复合材料力学性能的关键因素, 但是关于三维连续增强 C_f/Al 复合材料组织与性能的研究还不是很多, S. K. Lee^[7]等人根据三维编织模型预测了三维正交增强 C_f/Al 复合材料的有效弹性常数, 并通过超声共振光谱测量结果验证了理论分析的可靠性。徐鹏等^[8]对真空辅助浸渗工艺制备的三维增强 C_f/Al 复合材料研究结果表明, 不同纤维预热温度制备的复合材料成形质量和力学性能差异较大, 需要进一步分析探讨微观组织

特别是界面组织对其力学性能的影响机理。此外, 航空航天器件特殊的应用环境要求先进复合材料具有良好的高温力学性能。碳纤维增强树脂基复合材料工作温度一般限于 120~200 °C 范围内, 当温度高于 200 °C 时其性能下降明显^[9-11]。目前, 纤维增强复合材料高温性能研究主要集中在应用于航空发动机或航天器高温和超高温端的陶瓷基复合材料^[12]。碳纤维增强铝基复合材料在航空发动机进气端和航天器等中高温部件上极具应用潜力, 有必要进一步开展连续增强 C_f/Al 复合材料高温力学性能的研究, W. S. Lee 等人^[13]采用热压缩试验研究了平面叠层增强 C_f/Al 复合材料在室温至 300 °C 下的流变应力行为, 分析了压缩速率和温度对复合材料流变应力的影响。D. G. Li^[14]等人研究了单向增强 C_f/Al 复合材料在-190~120 °C 下热循环处理对复合材料抗弯性能的影响。截至目前, 尚未见到有关连续增强 C_f/Al 复合材料高温拉伸变形与力学行为的研究报道。

本研究以 M40 纤维三维五向编织体为增强材料, 以铸造铝合金 ZL301 为基体, 采用真空辅助压力浸渗法制备了三维五向增强 C_f/Al 复合材料, 通过研究 3 种不同预热温度下获得的复合材料的微观组织和室

收稿日期: 2017-03-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51765045); 江西省自然科学基金 (20171BAB201021); 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室开放基金 (GF201301007)

作者简介: 王振军, 男, 1974 年生, 博士, 副教授, 南昌航空大学, 江西 南昌 330063, E-mail: wangzhj@nchu.edu.cn

温、高温力学性能,分析复合材料微观组织缺陷和界面结合对其室温和高温拉伸断裂失效行为的影响机理,旨在为深入掌握三维增强 C_f/Al 复合材料微观组织与性能关系,进一步优化其制备工艺提供理论依据。

1 实验

增强相材料选用日本东丽公司的 M40J-6K 石墨纤维,其性能参数见表 1,由江苏新立织造有限公司采用四步法编织成具有三维五向细观结构的预制体板材(预制体如图 1 所示)。基体合金选用北京航空材料研究院提供的铝合金 ZL301,其主要成分如表 2 所示。

采用真空辅助压力浸渗法制备三维五向增强 C_f/Al 复合材料,其工艺装置原理如图 2 所示。将图 1 所示的三维五向织物板材用石墨板夹紧后置入不锈钢模具中并密封,合金熔炼完毕且预制体加热到预热温度后,将装置抽真空至 100 Pa,升液管浸没至金属液面下并向炉体内加压并保压,冷却后开模获得复合材料制件。为避免合金元素烧损,本研究中合金熔炼温度取 720 °C,预热温度分别选用 530、570、600 °C,研究不同预热温度对三维五向 C_f/Al 复合材料微观组织及室温与高温(300 °C)力学性能的影响规律。

根据 GBT228-2002 金属拉伸试验国家标准,采用电火花线切割将制备的复合材料加工成图 3a 所示的拉伸试样。拉伸中为避免拉伸夹头对板材夹持端的破坏,在板材两端粘贴厚度 1 mm 的纯铝板作为加强片,并在拉伸试样上粘贴应变片,采集试样拉伸过程中横向和纵向应变,如图 3b 所示;采用 Instron5569、

Instron5982 型电子万能材料试验机和 XST/B-F1RV 型温度控制仪分别测试复合材料室温与高温拉伸力学性能,加载速率为 0.5 mm/min;采用排水法测定复合材料在板材 1~3 点处的实验密度(见图 3a),采用 Quanta2000 型扫描电镜(SEM)对试样的微观组织和断口形貌进行分析,观察复合材料中纤维分布情况、基体组织以及断口形貌;采用 D8ADVANCE 型 X 射线衍射(XRD)仪分析复合材料的物相组成并在衍射图谱中表明各物相对应的衍射峰。

2 结果与分析

2.1 微观组织及致密度

图 4 为三维五向 C_f/Al 复合材料的纤维分布形态。从图 4 中可以看出,在 530 °C 条件下制备的复合材料中存在大量的纤维局部偏聚现象(图 4a),而在预热温度 570 °C 条件下制备的复合材料中纤维局部偏聚现象明显减少,少量偏聚缺陷仅出现在纤维束的边缘处,而纤维束内纤维分布较为均匀(图 4b)。铝液在向预制体的浸渗过程中,铝液在束间空隙填充速度比在束内空隙的填充速度快,从而对纤维束边缘部分的纤维产生推挤作用,使靠近纤维束边缘的纤维出现局部偏聚现象。在 600 °C 下制备的三维五向 C_f/Al 复合材料中没有出现纤维局部偏聚现象,纤维分布非常均匀,基体中也没有发现明显的微观组织缺陷(图 4c)。这是因为预热温度 600 °C 时预制体温度与铝液温度差别较小,铝液的流动性较好使其能较快地在纤维束内铺展开来,铝液对纤维的推挤作用相对较小,有助于纤维在铝基体中均匀分布^[15,16]。

表 1 M40J 纤维性能参数

Table 1 Performance parameter of M40J fiber

Tensile strength/GPa	Tensile modulus/GPa	Elongation/%	Density/g·cm ⁻³	Average diameter/μm
4.410	377	1.2	1.77	6.5

表 2 基体 ZL301 铝合金成分

Table 2 Chemical composition of ZL301aluminium alloy (ω/%)

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

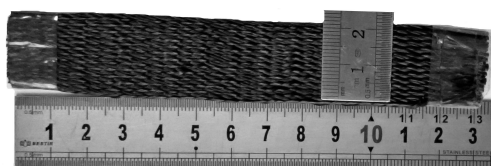


图 1 三维五向预制体

Fig.1 3D five-directional fabric

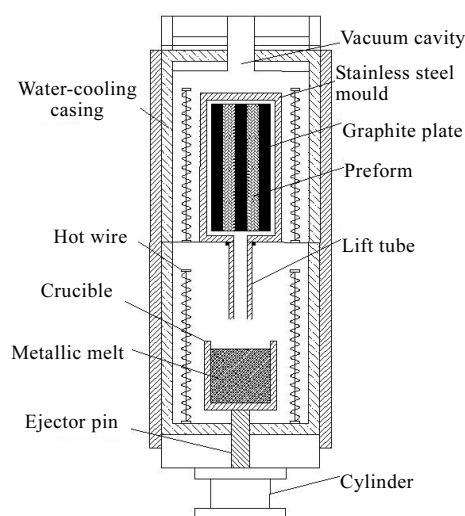


图 2 真空辅助压力浸渗装置与模具示意图

Fig.2 Schematic diagram of vacuum assisted pressure infiltration device

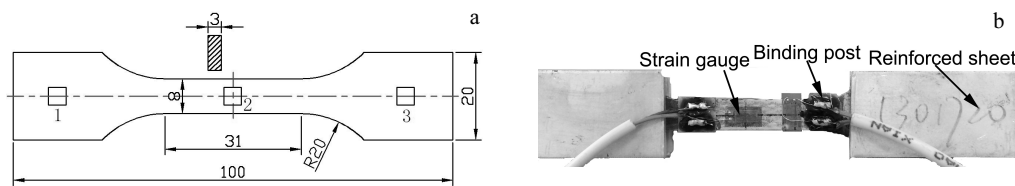
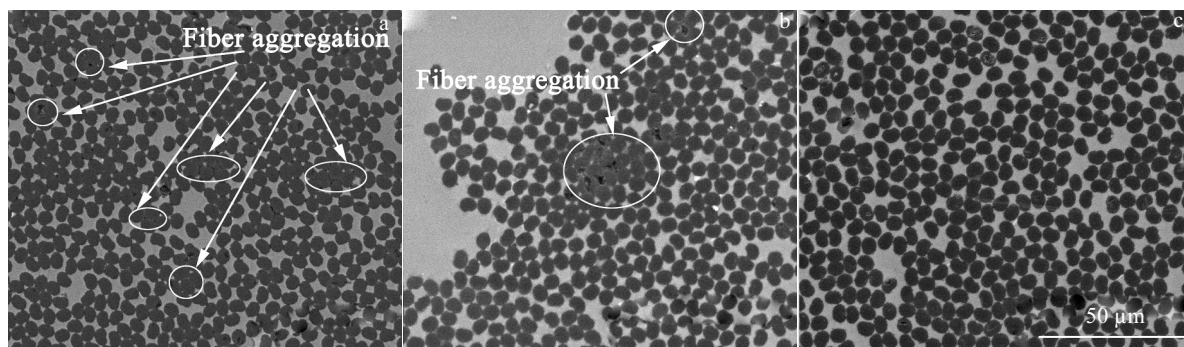


图 3 拉伸试样尺寸及其实物

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

图 4 三维五向 C_f/Al 复合材料的纤维分布形态Fig.4 Fiber distribution patterns in 3D five-directional C_f/Al composites at different fabrication temperatures: (a) 530 °C, (b) 570 °C, and (c) 600 °C

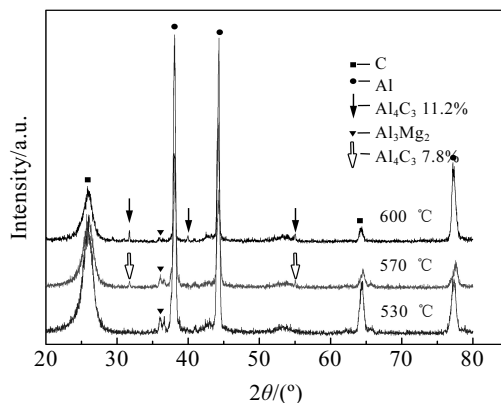
不同预热温度条件下三维五向 C_f/Al 复合材料的致密度测试结果如表 3 所示。可以看出随着预热温度的提高, 复合材料的平均致密度也随之升高。由于预热温度的不同导致复合材料中存在不同程度的纤维局部偏聚现象, 在发生纤维偏聚的区域中纤维之间存在一定数量的微观孔隙, 从而使不同预热温度条件下制备的复合材料致密度出现差异; 同时从表 3 可以看出, 在同一预热温度下制备的复合材料试样在不同位置的致密度并未出现明显差异, 说明采用真空辅助压力浸渗工艺制备的三维五向 C_f/Al 复合材料组织一致性良好。

对碳纤维增强铝基复合材料的大量研究表明^[17-19], 纤维与基体铝反应生成的 Al_4C_3 化合物是复合材料中主要的界面相。从衍射图谱(图 5)可以看出 530 °C 制备的复合材料主要有 Al、C 和 Al_3Mg_2 金属间化合物相, 没有发现明显的 Al_4C_3 相衍射峰, 这

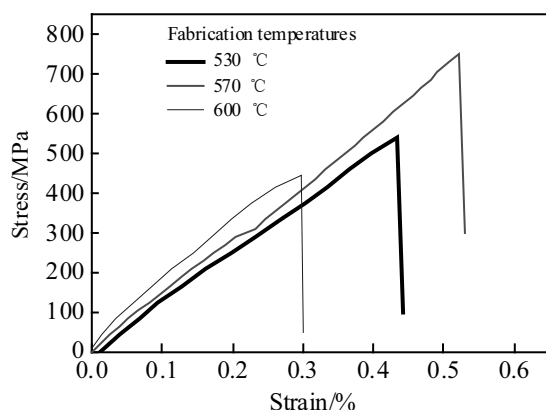
说明基体铝与碳纤维的界面反应程度极其微弱, 纤维与基体之间主要是机械结合因而其界面强度很弱; 而 570 和 600 °C 制备的复合材料中除了 Al、C 和 Al_3Mg_2 相外还有较多的 Al_4C_3 相, 特别是 600 °C 下制备的复合材料中 Al_4C_3 相衍射峰强度最高, 说明该复合材料制备中碳纤维与基体铝反应生成了较多的 Al_4C_3 脆性相, 纤维与基体之间形成化学结合为主的界面结构, 复合材料界面结合强度较高。

2.2 室温拉伸力学性能

图 6 为三维五向 C_f/Al 复合材料室温拉伸应力-应变曲线。从图 6 中可以看出复合材料拉伸应力-应变曲

图 5 三维五向 C_f/Al 复合材料 XRD 图谱Fig.5 XRD patterns of 3D five-directional C_f/Al composites at different fabrication temperatures表 3 图 3a 中三维五向 C_f/Al 复合材料致密度Table 3 Density of 3D five-directional C_f/Al composites in Fig.3a (%)

Position	Fabrication temperature/°C		
	530	570	600
1	95.3±0.15	98.0±0.2	98.5±0.15
2	94.8±0.1	97.8±0.1	99.3±0.2
3	94.0±0.1	97.5±0.15	98.8±0.1
Average	94.7	97.8	98.9

图6 三维五向 C_f/Al 复合材料室温拉伸应力-应变曲线Fig.6 Tensile stress-strain curves of 3D five-directional C_f/Al composites at room temperature

线变化趋势非常相似,均表现出显著的线性过程特征,弹性变形阶段后并未出现明显的屈服变形阶段,说明拉伸应力达到其极限强度后复合材料发生了脆性断裂。表4给出了不同预热温度下制备的三维五向 C_f/Al 复合材料抗拉强度以及其与基体合金强度的对比,其中基体合金强度为制备复合材料时升液管中随炉冷却铸态铝合金棒的测试结果。从表4可以看出,预热温度 570 °C 时制备的三维五向 C_f/Al 复合材料强度达到了 753 MPa,几乎是基体合金强度的 6 倍,三维五向纤维织物对基体铝合金增强作用明显。

值得注意的是,尽管随预热温度的提高复合材料纤维分布更加均匀(图4)、致密化程度更高(表3),但复合材料室温强度却随着预热温度的提高呈现出先增大后降低的趋势(表4),说明不同预热温度导致的界面结合状态差异是决定复合材料室温力学性能的主要因素。从图4可知,530 °C 制备的复合材料微观缺

陷较多,从图5可知 530 °C 制备的复合材料界面结合较弱,因而拉伸过程中极易发生大面积界面脱粘,界面不能有效发挥传递载荷和阻止裂纹扩展的作用,导致大量纤维容易从基体中拔出。从图7a可以看出复合材料断口起伏很大,存在大量的纤维拔出现象,并且纤维拔出长度较长,这种弱界面结合状态的复合材料拉伸断裂模式可以用图8a表示。570 °C 制备的复合材料微观缺陷明显减少而且发生了一定程度的界面反应,受拉产生的裂纹扩展至界面处由于其尖端应力集中而使界面发生一定程度的脱粘,裂纹继续沿界面扩展而降低了应力强度,随变形程度和载荷增加最后导致纤维断裂并从基体中拔出。从图7b可以看出复合材料断口起伏程度不大,纤维拔出长度比弱界面结合时短,且拔出的纤维长度参差不齐,说明纤维与基体之间产生了不同程度的界面滑移,界面滑移不但可以消耗载荷能量而且可以有效发挥纤维增强作用^[20,21],这种情况可认为复合材料具有适中的界面结合强度,其室温拉伸断裂失效模式如图8b所示。尽管 600 °C 制备的复合材料几乎没有微观缺陷,但因其界面反应严重而形成较高的界面结合强度,拉伸中产生的裂纹扩展至界面后因界面结合过强而无法沿界面扩展,裂纹尖端应力集中引起纤维断裂后,裂纹直接穿过纤维继续扩展最终导致复合材料整体断裂失效,从而会形成比较平齐的断口,其拉伸断裂失效模式如图8c所示。

表4 三维五向 C_f/Al 复合材料室温强度Table 4 Ultimate tensile strength (UTS) of 3D five-directional C_f/Al composites at room temperature

Fabrication temperature/°C	530	570	600
UTS of matrix alloy/MPa	126	126	126
Tested UTS/MPa	560±3	753±5	447±4

图7 三维五向 C_f/Al 复合材料室温拉伸断口形貌Fig.7 Tensile fracture surface morphologies of the 3D five-directional C_f/Al composites at room temperature: (a) 530 °C, (b) 570 °C, and (c) 600 °C

从图 7c 可以看出, 600 °C 制备的复合材料拉伸断面基本没有起伏, 纤维拔出数量较少且长度较短, 局部拔出区域呈现基体与纤维一起拔出状态。

2.3 高温拉伸力学性能

图 9 为三维五向 C_f/Al 复合材料高温拉伸应力-应变曲线。从图 9 中可以看出高温拉伸应力-应变曲线与室温拉伸曲线变化趋势非常相似, 复合材料断裂前没有显著的弹性变形特征, 拉伸应力达到其强度极限后复合材料发生断裂而并没有明显屈服阶段, 说明在 300 °C 高温拉伸时复合材料仍表现为脆性断裂。图 10 为三维五向 C_f/Al 复合材料室温与高温强度。从图 10 中可以看出, 530 和 570 °C 制备的复合材料高温强度比室温下分别降低了 104 和 216 MPa。

600 °C 制备的复合材料因界面结合过强而室温强度最低, 但其高温拉伸力学性能却最高, 而且其高温强度较室温下增加了 102 MPa, 原因可能在于室温与高温拉伸下复合材料断裂失效模式存在一定程度的差异。

图 11 为三维五向 C_f/Al 复合材料高温拉伸断口形貌。从图 11 中可以看出, 3 种复合材料断口均呈现出不同程度的起伏状态, 纤维拔出长度参差不齐。530 和 570 °C 制备的复合材料高温拉伸断口形貌与室温拉伸断口相比变化不大, 但是 600 °C 制备的复合材料高温与室温拉伸断口差异非常明显, 其高温断口具有较为显著的纤维拔出特征, 说明复合材料拉伸变形过程中纤维与基体间发生了界面脱粘和滑移。此外, 对 600 °C 制备的复合材料高温断口中拔出纤维表面的能谱分析

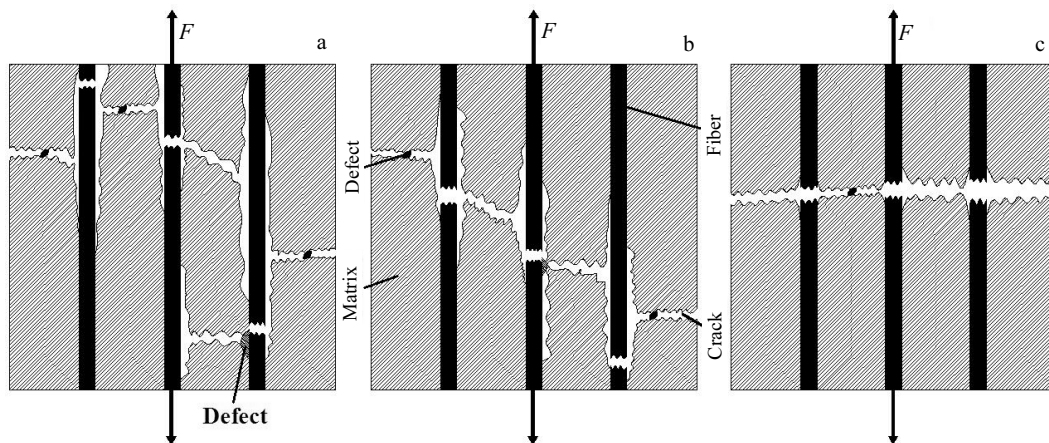


图 8 不同界面结合状态复合材料断裂失效方式示意图

Fig.8 Schematic diagrams of tensile fracture mode of the 3D- C_f/Al composites with different interface states: (a) weak interface, (b) moderate interface, and (c) strong interface

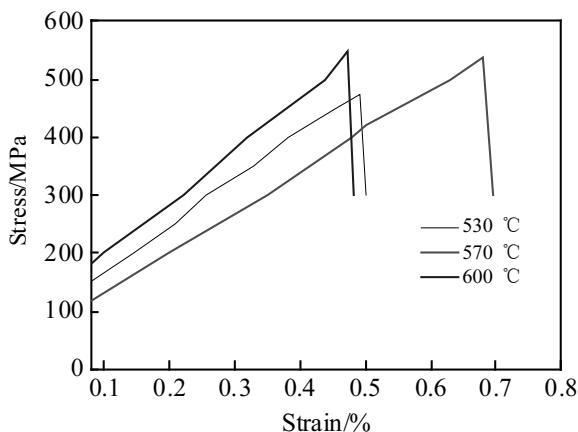


图 9 三维五向 C_f/Al 复合材料高温拉伸应力-应变曲线

Fig.9 Tensile stress-strain curves of 3D five-directional C_f/Al composites at elevated temperature of 300 °C

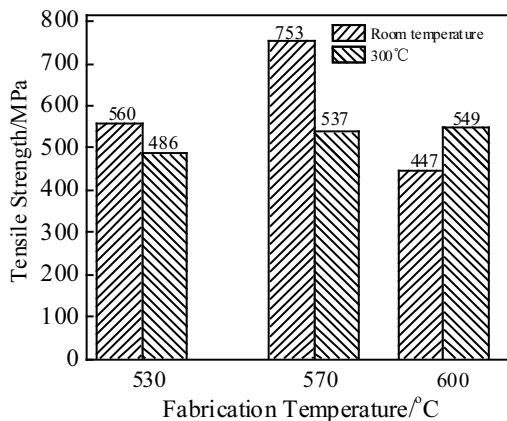


图 10 三维五向 C_f/Al 复合材料室温与高温强度

Fig.10 Comparison of the UTS of 3D five-directional C_f/Al composites tested at room temperature and at elevated temperature of 300 °C

(EDS) 结果如图 12 所示。可以看出其表面存在一定含量的 Al 和 Mg 元素, 表明拔出纤维的表面有铝基体附着。600 °C 下制备的复合材料由于界面反应严重而界面结合强度高, 但 300 °C 下高温拉伸时铝合金基体会发生一定程度的回复软化并引起界面结合强度下降, 导致纤维易于从基体中拔出, 同时界面微区内的基体会因过度塑性变形而产生撕裂并被拔出纤维带出。

值得注意的是, 530 °C 制备的复合材料高温力学性能最低, 而 570 和 600 °C 制备的复合材料高温力学性能接近 (图 10)。从前文分析可知, 530 °C 制备的复合材料存在较多局部纤维偏聚引起的显微孔隙且界面结合强度较低, 拉应力状态下显微孔隙在复合材料中导致大量裂纹的萌生, 而且高温拉伸使复合材料较低的界面结合强度进一步减弱, 裂纹扩展至界面后迅速引起大面积界面脱粘, 相比于室温拉伸断口 (图 7a), 可以看出高温断口中纤维拔出长度更长 (如图 11a), 从而使得复合材料过早地发生低应力断裂失效。570 °C 制备的复合材料显微缺陷较少且具有较好的界面结

合强度, 相比于其较高的室温性能, 其高温性能的降低主要在于高温拉伸时复合材料界面结合的弱化, 从图 11b 也可以看出由于界面弱化而导致纤维拔出现象较室温下 (图 7b) 更为明显。虽然室温拉伸条件下 600 °C 制备的复合材料因界面结合过强而使其室温强度较低, 但其高温强度不但高于其他 2 种复合材料而且高于其室温强度。相比其他 2 种复合材料, 该复合材料组织致密性最高且纤维分布最为均匀是一方面原因, 更为重要的原因可能在于高温拉伸引起的复合材料基体铝合金软化使得其过强界面结合的弱化。图 13a 为预热温度 600 °C 制备的复合材料高温拉伸断口形貌。相比于该复合材料室温拉伸断口 (图 7c), 从中能明显看出铝基体因发生回复软化而撕裂拔出现象, 这种铝基体高温下发生回复软化有利于减弱过高的界面结合强度。当基体中的横向裂纹扩展至界面后, 这种适度弱化后的界面既不会快速脱粘也不会因界面结合过强而引起纤维直接断裂, 而是裂纹尖端在界面张开

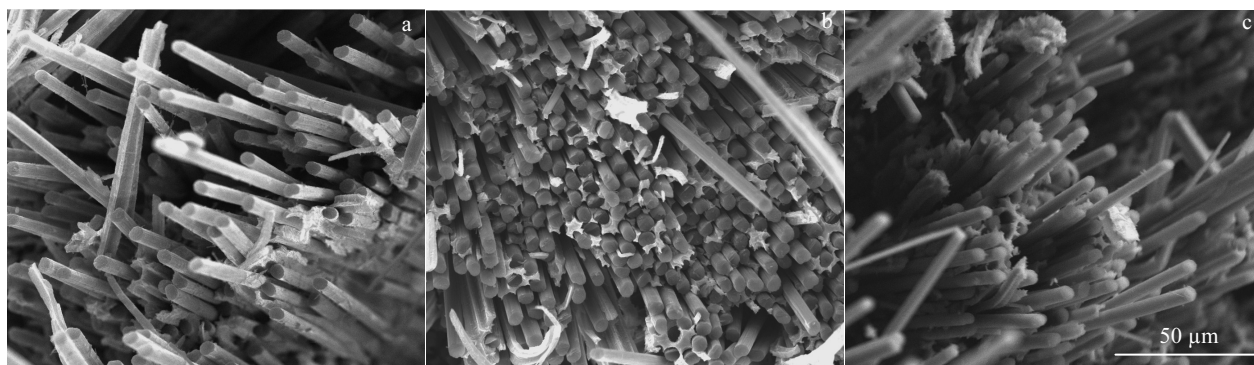


图 11 三维五向 C_f/Al 复合材料高温拉伸断口形貌

Fig.11 Tensile fracture morphologies of 3D five-directional C_f/Al composites at elevated temperature of 300 °C: (a) 530 °C, (b) 570 °C, and (c) 600 °C

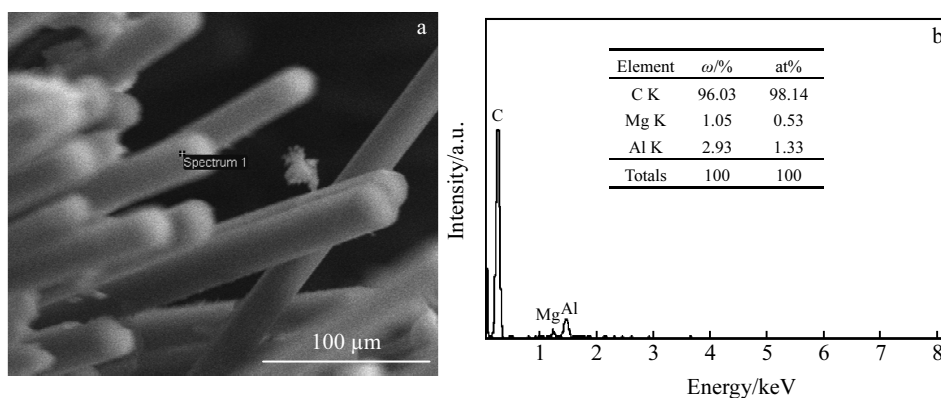


图 12 三维五向 C_f/Al 复合材料高温拉伸断口纤维表面形貌及 EDS 分析结果

Fig.12 Fiber surface morphology (a) and EDS analysis (b) of 3D five-directional C_f/Al composites fractured at elevated temperature of 300 °C

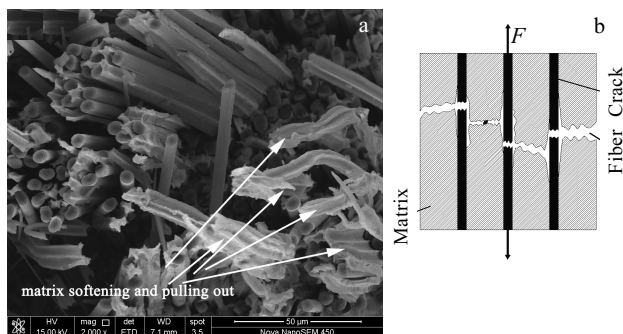


图 13 三维五向 C_f/Al 复合材料高温拉伸断口及断裂示意图

Fig.13 Tensile fracture morphology (a) and schematic diagram (b) of tensile fracture mode of the 3D five-directional C_f/Al composites tested at elevated temperature of 300 °C

后沿纤维表面继续扩展,随应力强度增加界面发生脱粘后纤维断裂并拔出,复合材料断裂模式如图 13b 所示,高温拉伸过程中界面不但能够有效传递载荷并能最大程度发挥纤维增强作用,而且持续的界面脱粘和纤维断裂拔出过程有效耗散了外部载荷能量而使复合材料具有较高的高温力学性能。此外,高温拉伸中基体强度降低后微裂纹将从基体缺陷处萌生并向界面处横向扩展,但由于铝合金基体高温回复软化而使得裂纹尖端的应力集中程度减弱,从而具有抑制或减缓裂纹横向扩展的作用,可能一定程度上有利于复合材料高温性能的提高,这种因基体软化而延缓失效的微观机理有待于进一步研究。

3 结 论

1) 真空辅助压力浸渗法制备的三维五向 C_f/Al 复合材料试样组织一致性良好,其致密度和纤维分布均匀性随预热温度提高而增加,界面反应物 Al₄C₃ 相随预热温度提高而明显增多。

2) 复合材料室温强度随预热温度提高呈现先增加后减小的趋势,不同界面反应程度引起的复合材料界面结合强度差异是影响其室温拉伸力学性能的主要因素。

3) 复合材料高温强度随其预热温度的升高而提高,由于高温下基体合金回复软化和界面结合强度的弱化,增加界面反应程度反而有利于提高复合材料高温拉伸力学性能。

参考文献 References

- [1] Hao Bin(郝 斌), Duan Xianjin(段先进), Cui Hua(崔 华) *et al. Materials Review(材料导报)*[J], 2005, 19(7): 64
- [2] Zhou Jiming, Zheng Wuqiang, Qi Lehua *et al. Rare Metal*

Materials and Engineering[J], 2015, 44(8):1851

- [3] Wang Zhenjun(王振军), Chen Zhi(陈 智), Zhang Liang(张 良) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2014, 34(3): 233
- [4] Zeng Tao(曾 涛), Jiang Lili(姜黎黎). *Journal of Harbin University of Science and Technology(哈尔滨理工大学学报)*[J], 2011, 16(1): 34
- [5] Zhang Yunhe, Yan Lili, Miao Menghe *et al. Materials & Design*[J], 2015, 86(5): 872
- [6] Qi L H, Ma Y Q, Zhou J M *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 625: 343
- [7] Lee S K, Byun J H, Hong S H. *Proceedings of the Third Japan-Korea Joint Symposium on Composite Materials*[C]. Yamaguchi: Japan Society for Composite Materials, 2002
- [8] Xu Peng(徐 鹏), Xu Zhifeng(徐志锋), Yu Huan(余 欢) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2015, 35(7): 749
- [9] Jacques C, Bruno M. *Composites Science and Technology*[J], 2009, 69: 1432
- [10] Ramazan K, Yu suf A. *Composite Structures*[J], 2009, 89 : 77
- [11] Li Jialu(李嘉禄), He Guifang(贺桂芳), Chen Guangwei(陈光伟). *Acta Materiae Compositae Sinica(复合材料学报)*[J], 2010, 27(6): 58
- [12] Liang Chunhua(梁 春华). *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2006(3): 40
- [13] Lee W S, Sue W C, Lin C F. *Composites Science and Technology*[J], 2000, 60: 1975
- [14] Li D G, Chen G Q, Jiang L T *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 586: 330
- [15] Luo Xiaoping(罗小萍), Zhang Mingang(张敏刚), Lv Chunxiang(吕春翔) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2012, 41(6): 743
- [16] 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
- [17] Yang H, Gu M, Jiang W *et al. Journal of Materials Science*[J], 1996, 31: 1903
- [18] Wang Xu, Wang Chenchong, Zhang Zhichao *et al. Micron*[J], 2014, 65(4): 10
- [19] Song H G, Lopez H F, Robertson D P *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 487(S1-2): 201
- [20] Li Chendong, Chen Zhaofeng, Zhu Jianxun *et al. Materials and Design*[J], 2012, 36: 289
- [21] Yang Qiurong, Liu Jinxu, Li Shukui *et al. Materials and Design*[J], 2014, 57: 442

Effect of Fabrication Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of C_f/Al Composites at Room and Elevated Temperature

Wang Zhenjun¹, Zhu Shixue¹, Yu Huan¹, Xu Zhifeng¹, Chen Xinwen²

(1. National Defense Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology,

Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Aviation Industry Corporation of China, Ltd, Beijing 100095, China)

Abstract: 3D five-directional fabric reinforced C_f/Al composites were fabricated by a vacuum assisted pressure infiltration method. The microstructure and interfacial reaction of the composites prepared at different temperatures were investigated. The uniaxial tensile property of the composites was tested at room temperature and elevated temperature and the corresponding tensile fracture surface was analyzed. The results indicate that the relative density of the C_f/Al composites increases and the fiber segregation in partial region decreases with the fabrication temperature increasing. Meanwhile the content of Al₄C₃ compound at interface increases obviously. At room temperature, the ultimate tensile strength of the composites from 570 to 600 °C degenerates dramatically with aggravated interfacial reaction. However, the ultimate tensile strength at elevated temperature increases with the fabrication temperature increasing. The improvement of interfacial strength is beneficial to the high temperature mechanical properties. The matrix alloy softening and interface weakening due to elevated temperature can promote the fiber pulling-out and interface sliding during the fracture process.

Key words: C_f/Al composites; microstructure; interface; mechanical properties; elevated temperature

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